



**Joana Filipa Flora da Costa Duarte**

Licenciada em Engenharia de Materiais

## **Produção de Compósitos Alumínio/NiTi Através do Processo Híbrido de Fricção Linear**

Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em  
Engenharia de Materiais

Orientador: Doutor Alexandre José da Costa Velhinho,  
Professor Auxiliar, Faculdade de Ciências e Tecnologia  
da Universidade Nova de Lisboa

Co-Orientador: Doutor Telmo Jorge Gomes dos Santos,  
Professor Auxiliar, Faculdade de Ciências e Tecnologia  
da Universidade Nova de Lisboa

Júri:

Presidente: Prof. Doutor João Pedro Botelho Veiga

Arguente: Prof. Doutora Rosa Maria Mendes Miranda

Vogal: Prof. Doutor Alexandre José da Costa Velhinho



FACULDADE DE  
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA  
UNIVERSIDADE NOVA DE LISBOA

[Junho 2014]





**Joana Filipa Flora da Costa Duarte**

Licenciada em Engenharia de Materiais

## **Produção de Compósitos Alumínio/NiTi Através do Processo Híbrido de Fricção Linear**

Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em  
Engenharia de Materiais

Orientador: Doutor Alexandre José da Costa Velhinho,  
Professor Auxiliar, Faculdade de Ciências e Tecnologia da  
Universidade Nova de Lisboa

Co-Orientador: Doutor Telmo Jorge Gomes dos Santos,  
Professor Auxiliar, Faculdade de Ciências e Tecnologia da  
Universidade Nova de Lisboa



FACULDADE DE  
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA  
UNIVERSIDADE NOVA DE LISBOA

[Junho 2014]



# **Produção de Compósitos Alumínio/NiTi Através do Processo Híbrido de Fricção Linear**

Copyright © Joana Filipa Flora da Costa Duarte, 2014.

A Faculdade de Ciências e Tecnologia e a Universidade Nova de Lisboa têm o direito, perpétuo e sem limites geográficos, de arquivar e publicar esta dissertação através de exemplares impressos reproduzidos em papel ou de forma digital, ou por qualquer outro meio conhecido ou que venha a ser inventado, e de a divulgar através de repositórios científicos e de admitir a sua cópia e distribuição com objetivos educacionais ou de investigação, não comerciais, desde que seja dado crédito ao autor e editor.



## Agradecimentos

Esta tese de mestrado em tudo se assemelhou a uma montanha russa, teve os seus altos e baixos, tal como tudo na vida. No entanto, é nestas alturas em que se percebe que a questão da amizade, da entreaajuda e de uma palavra amiga, ou até mesmo de uma mão aberta é muito importante. Eu por vergonha ou estupidez tendo sempre a fugir quando chega a hora de agradecer ou até verbalizar o quanto gosto das pessoas, porque a minha falta de jeito para escrever ou falar coisas bonitas é de facto estrondosamente notória. Hoje não posso fugir mas também não quero.

Sem qualquer dúvida tenho que começar por agradecer ao meu orientador, Prof. Dr. Alexandre Velhinho, que sempre mostrou disponibilidade e preocupação, aconselhou e que sem a sua ajuda esta tese não teria sido a mesma. Um GRANDE Obrigada! Não posso só falar da experiencia que tenho como meu orientador, até porque se não tivesse sido bom professor nunca tinha ido bater à sua porta para escolher um tema de tese. Obrigada, principalmente por ter sido dos poucos professores sensíveis às dificuldades que os alunos estavam e estão atravessar com a avaliação contínua.

Ao meu co-orientador, Prof. Dr. Telmo Santos, tenho que agradecer o trabalho que teve em produzir-me as amostras e ter a paciência de me explicar alguns conceitos, por de trás do processo que me estavam fora de alcance, por não me encontrar na minha zona de conforto. Muito Obrigada!

Não posso deixar de agradecer à Prof. Dra. Rosa Miranda, que para além de ter sido uma grande ajuda em anos anteriores, pois foi também das poucas pessoas que percebeu os alunos aquando do impacto da avaliação contínua e sempre tentou ameniza-lo, não podendo passar ao lado nem esquecer da palavra amiga que sempre me transmitiu, sempre bem patente as palavras encorajadoras e de força. Muito Obrigada! Para além disto, vai ter que ter a paciência e o trabalho de ler e corrigir esta tese. Duplo Obrigada!

Aos professores que perderam o seu tempo precioso, e por vezes escasso, para me ajudarem a perceber, e por vezes a realizar, alguns dos resultados que se encontram presentes neste trabalho, Um GRANDESSÍSSIMO Obrigada! Estes são: Prof. Dr. Francisco Braz Fernandes, Prof. Dr. Rui Silva e Prof. Dra. Raquel Almeida do DEMI.

Não posso deixar de agradecer ao restante corpo docente do Departamento de Ciências dos Materiais, que ao longo do meu percurso académico me fui cruzando, e que em parte, o meu conhecimento hoje é fruto das suas boas capacidades como professores. A todos um sincero Obrigada!

Existem três pessoas que foram fundamentais para me darem toda ajuda dentro dos laboratórios onde eu desenvolvi este trabalho, o senhor Campos e o senhor Paulo do DEMI, a quem eu agradeço imenso por me orientarem lá dentro, sendo o terceiro o Pablo Vigarinho que sempre mostrou toda a sua disponibilidade.

Ao meu grande e melhor amigo João Oliveira que é um “granda zé” mas de quem eu gosto imenso, sempre me ajudou e foi fundamental durante este trabalho aqui desenvolvido, com o seu vasto conhecimento. Obrigada João!

Aos meus grandes amigos Ruben Raposo e Daniela Vicente por toda amizade e companheirismo que me foram mostrando ao longo destes anos. Obrigada xus! Tenho saudades vossas.

À minha grande amiga, maluca e “mãe” Alexandra Rodrigues, por tudo (não vou especificar, acho que sabes!), um GRANDE OBRIGADA!

Vocês os quatro de maneira diferenciada contribuíram para que eu chegasse ao fim da linha. Vocês estão no meu coração.

Aos restantes colegas e amigos da faculdade também vos agradeço por estes bons anos passados na faculdade, Salomé Moço, Filipe Silvestre, Marisa Ferreira, Tiago Bhrem, Anselmo Gomes e João Fonseca. Obrigada!

Aos meus amigos fora da faculdade, que tanto me chateiam a cabeça pela minha ausência pronunciada neste último ano, calma eu não deixei de gostar de vocês, mas agradece-vos muito por estarem sempre presentes. Mário Ferreira, Guilherme Martins, Ricardo Mussa e Sandra, Obrigada! Mana (Cátia Ramos) do meu coração, basta-me agradecer por existires na minha vida! Não é preciso muitas palavras. Ty <3.

Ao Diogo Alinho que me acompanhou por quase todo o meu percurso académico, que me aturou e que me ajudou. Obrigada!

Por fim, mas não menos importantes, aliás são os meus pilares. A minha família e o Fernando Ferreira. Família prometo, daqui para a frente vou estar mais presente, gosto muito de vocês e sei que têm muito orgulho em mim.

Fernando Ferreira, meu amor, obrigada por tudo, obrigada por me aturares, obrigada por existires, obrigada, obrigada, MUITO OBRIGADA! <3

Aos meus pais, as pessoas mais importantes da minha vida, esta tese é para vocês, o meu percurso académico custou-vos muitos sacrifícios, eu sei, mas um dia serei eu a estar cá para vos ajudar! Esta tese não teria sido possível sem o vosso apoio incondicional, Obrigada mãe, Obrigada pai!! Eu vou ter sempre que vos ser grata por tudo. Amo-vos muito.



## Resumo

Os compósitos inteligentes de matriz metálica (CIMM) têm sido intensamente explorados nas últimas décadas devido à capacidade destes sistemas poderem alterar as suas propriedades mediante um estímulo externo. As ligas de Níquel-Titânio (Ni-Ti) são materiais inteligentes e desempenham, maioritariamente, funções de atuação ou controlo de vibrações nos sistemas em que se inserem, permitindo que estes apresentem características funcionais.

A soldadura por fricção linear (SFL) tem sido uma alternativa aos processos de soldadura por fusão para materiais difíceis de soldar como as ligas de alumínio (AA) ou ainda na ligação de materiais dissimilares. No entanto, devido à ocorrência de defeitos, gerados como consequência do deficiente fluxo visco-plástico produzidos pela SFL, surgiram novas variantes deste processo, como a SFL assistida por corrente elétrica (SFLACE), que, por efeito de Joule, provoca o aquecimento do material processado e, consequente, aumento do fluxo visco-plástico, diminuindo ou eliminando a presença de defeitos.

Este trabalho incide na produção de CIMM utilizando chapas de AA1100 reforçadas com Ni-Ti por SFLACE em configuração de junta sobreposta. As interfaces e os fluxos de material resultantes foram analisados recorrendo às técnicas de microscopia ótica (MO), *SEM*, *EDS* e difração de raio-x (DRX). O controlo de vibrações do CIMM produzido foi também estudado através de ensaios de vibração à temperatura ambiente, bem como a temperaturas superiores à de fim da formação da fase austenítica, e efetuaram-se ensaios de flexão e *pull-out* com vista à caracterização mecânica.

Observou-se que o compósito produzido apresenta um fator de amortecimento superior quando o reforço se encontra na fase martensítica. O ensaio de *pull-out* confirmou a existência da ligação entre a matriz e o reforço, igualmente observada por *SEM*.

O compósito produzido apresenta uma forte ligação entre os materiais dissimilares, com franca melhoria no caso das amostras processadas com corrente elétrica, obtendo-se um material com características funcionais.

**Palavras-chave:** Compósitos Inteligentes, Compósitos de Matriz Metálica, Soldadura por Fricção Linear Assistida por Corrente Elétrica, AA1100, NiTi.



## ***Abstract***

Metal matrix smart composites (MMSC) have been intensively exploited in the last few decades due to their capacity of changing their properties when an external stimulus is applied. Nickel-Titanium (Ni-Ti) alloys are smart materials that mainly operate as actuator or vibration control in the systems they integrate, allowing for functional properties in the devices.

Friction stir welding (FSW) has been an alternative to fusion welding in aluminum alloys (AA) and in dissimilar materials, due to their poor weldability. However, due to defects, which are a consequence of low viscoplastic material flow in FSW, new variants of this process have emerged, particularly FSW assisted by electrical current (FSWAEC) wherein Joule effect leads to heat and hence to an increase of viscoplastic material flow, decreasing or eliminating the defects.

This study aimed at the production of MMSC in AA1100 reinforced with Ni-Ti by FSWAEC in a lap joint configuration. Interfaces and material flow have been analyzed using optical microscopy (OM), SEM, EDS and x-ray diffraction (XRD). Furthermore, vibration control of the MMSC was studied by vibration testing at room temperature and above austenitic finish temperature, and flexing and pull-out tests were performed for mechanical characterization. It has been observed that the MMSC produced exhibited a higher damping ratio when the reinforcement was martensitic. Besides, pull-out tests confirmed the matrix-reinforcement bonding, already observed by SEM.

A composite with a strong bonding was produced, with clear improvement of the samples produced with electrical current, thus obtaining a material with functional properties.

**Keywords:** Smart Composites, Metal Matrix Composite, Friction Stir Welding Assisted by Electrical Current, AA1100, NiTi.



# Índice de Matérias

Agradecimentos .....	i
Resumo .....	iii
<i>Abstract</i> .....	v
Índice de Figuras .....	xi
Índice de Tabelas.....	xiii
Índice de Gráficos .....	xv
Lista de Abreviaturas .....	xvii
Lista de Símbolos .....	xviii
Capítulo 1 – Considerações Preliminares e Objetivos da Dissertação .....	1
Capítulo 2 – Introdução.....	3
<b>2.1. Materiais Compósitos de Matriz Metálica</b> .....	3
<b>2.1.1. Ligas de Alumínio</b> .....	5
<b>2.2. Ligas com Memória de Forma</b> .....	6
<b>2.2.1. Diagrama de Fases do Sistema NiTi e a Transformação Martensítica</b> .....	6
<b>2.2.2. Transformação de fase nas Ligas Memória de Forma: Efeito de Memória de Forma e Superelasticidade</b> .....	8
<b>2.2.3. Propriedades Dinâmicas do NiTi - Capacidade de Amortecimento</b> .....	11
<b>2.3. Materiais Compósitos Inteligentes</b> .....	12
<b>2.4. Soldadura e Processamento por Fricção Linear</b> .....	13
<b>2.4.1. O Processo</b> .....	13
<b>2.4.2. Parâmetros e Características do Processo</b> .....	15
<b>2.4.3. Limitações do Processo de Soldadura por Fricção Linear</b> .....	16
<b>2.5. Soldadura por Fricção Linear Assistida por Corrente Elétrica</b> .....	17
Capítulo 3 – Materiais e Equipamento.....	19
<b>3.1. Materiais</b> .....	19
<b>3.1.1. Material de Base / Matriz</b> .....	19
<b>3.1.2. Reforço</b> .....	20
<b>3.2. Equipamento de SFLACE</b> .....	24
<b>3.2.1. Componentes Utilizados na Produção dos CIMM por SFLACE</b> .....	25
Capítulo 4 – Procedimento Experimental.....	27

4.1. Tratamento Térmico Efetuado ao Reforço .....	27
4.2. Preparação dos Materiais de Partida para a Produção dos CIMM .....	27
4.3. Montagem Experimental.....	29
4.3.1. Descrição da Produção dos CIMM por SFLACE .....	30
4.3.1.1. Etapa 1 – Ensaios Preliminares.....	30
4.3.1.2. Etapa 2 – Execução Exploratória dos Ensaios de SFLACE .....	31
4.3.1.3. Etapa 3 - Ensaios da Produção dos CIMM por SFLACE .....	32
4.3.3. Descrição de uma Amostra de CIMM .....	33
4.4. Técnicas de Caracterização de Materiais .....	33
4.4.1. Extração, Corte e Polimento de Provets .....	34
4.4.2. Análise Metalográfica.....	34
4.4.2.1. Microscopia Ótica .....	35
4.4.2.2. SEM e EDS .....	35
4.4.3. DSC .....	35
4.4.4. Análise por DRX .....	35
4.4.4.1. DRX Efetuado ao Reforço.....	35
4.4.4.2. DRX Efetuado ao CIMM.....	35
4.4.5. Caracterização Mecânica .....	36
4.4.5.1. Ensaio de Tração .....	36
4.4.5.2. Ensaio de Ciclagem Mecânica.....	36
4.4.5.3. Ensaio de Dureza Vickers.....	36
4.4.5.4. Ensaio de Vibração .....	37
4.4.5.5. Ensaio de Flexão.....	38
4.4.5.6. Ensaio de <i>Pull-Out</i> .....	38
Capítulo 5 – Apresentação e Discussão dos Resultados .....	39
5.1. Simulação Analítica .....	39
5.2. Simulação Numérica.....	41
5.3. Etapa 1 - Ensaios Preliminares .....	44
5.4. Etapa 2 - Execução Exploratória dos Ensaios de SFLACE.....	46
5.4.1. Inspeção Visual .....	46
5.4.2. Análise Metalográfica.....	48

<b>5.5. Etapa 3 - Ensaios da Produção dos CIMM por SFLACE .....</b>	<b>49</b>
<b>5.5.1. Inspeção Visual .....</b>	<b>50</b>
<b>5.5.2. Caracterização Microestrutural .....</b>	<b>51</b>
<b>5.5.2.1. Análise Metalográfica .....</b>	<b>51</b>
<b>5.5.2.2. SEM e EDS .....</b>	<b>56</b>
<b>5.5.2.3. DRX.....</b>	<b>60</b>
<b>5.5.3. Caracterização Mecânica e Dinâmica.....</b>	<b>61</b>
<b>5.5.3.1. Ensaio de <i>Pull-out</i>.....</b>	<b>61</b>
<b>5.5.3.2. Ensaio de flexão.....</b>	<b>64</b>
<b>5.5.3.3. Ensaio de Vibração.....</b>	<b>65</b>
Capítulo 6 – Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros.....	69
Capítulo 7 - Referências.....	73
Capítulo 8 - Anexos .....	77
<b>A.    Anexos do Capítulo 3 .....</b>	<b>77</b>
<b>A.1.    Gráficos dos ensaios de DSC .....</b>	<b>77</b>
<b>B.    Anexos do Capítulo 4 .....</b>	<b>78</b>
<b>B.1.    Procedimento do Método (d) da Preparação das Chapas de AA1100.....</b>	<b>78</b>
<b>B.2.    Parâmetros dos Ensaios Experimentais e Listagem de Macros Efetuadas .....</b>	<b>79</b>
<b>B.3.    Análise Metalográfica das amostras.....</b>	<b>81</b>
<b>C.    Anexos do Capítulo 5 .....</b>	<b>84</b>
<b>C.1.    Imagens da simulação numérica .....</b>	<b>84</b>
<b>C.2.    Registos dos Parâmetros Elétricos dos Ensaios .....</b>	<b>85</b>
<b>C.3.    Macros e Micros das Amostras da etapa 2.....</b>	<b>88</b>
<b>C.4.    Resultados das respostas de amortecimento do CIMM.....</b>	<b>92</b>





## Índice de Figuras

<b>Figura 2.1</b> - Representação esquemática que resume as séries que existem, os elementos de liga principais correspondentes a cada série e as diferentes designações consoante o tratamento a que podem ser sujeitas após o seu fabrico.....	5
<b>Figura 2.2</b> - Diagrama TTT (temperatura, tempo e transformação) que descreve o comportamento do envelhecimento de uma liga Ti – 52at%Ni ao longo do tempo. ....	7
<b>Figura 2.3</b> - Diagrama de fases do sistema Ni-Ti onde estão apresentadas as fases de equilíbrio entre B2 e Ti <sub>3</sub> Ni <sub>4</sub> . ....	7
<b>Figura 2.4</b> - Estrutura cristalográfica da fase de alta temperatura B2 (a), e de baixa temperatura B19' (b).....	8
<b>Figura 2.5</b> - Temperatura de início de transformação martensítica, $M_i$ , em função da at% Ni. ....	8
<b>Figura 2.6</b> - Curva tensão-deformação típica de uma liga NiTi completamente martensítica e esquemas da microestrutura da martensite em cada estágio: a) maclada; b) parcialmente desmaclada; c) completamente desmaclada; d) escorregamento.....	9
<b>Figura 2.7</b> - Representação esquemática do EMF e SE no espaço tensão-deformação-temperatura, evidenciando as temperaturas e tensões de transformação e a desmaclagem da martensite. ....	10
<b>Figura 2.8</b> - Diagrama representativo das regiões de EMF e SE no espaço Tensão-Temperatura. ...	11
<b>Figura 2.9</b> - Representação esquemática do processo de SFL em configuração de junta topo a topo (a) e sobreposta (b); e do processo de PFL (c) evidenciando a inexistência de junta. ....	14
<b>Figura 2.10</b> - Representação esquemática da secção transversal de uma soldadura pelo processo SFL/PFL mostrando quatro regiões distintas: A) Material de base, B) ZTA; C) ZTMA; D) <i>Nugget</i> . ....	15
<b>Figura 3.1</b> - Fresadora convencional utilizada nos ensaios. Representação das direções do movimento da mesa, bem como, do sentido de rotação da ferramenta.....	24
<b>Figura 3.2</b> - Ferramenta utilizada em todos os ensaios de SFLACE realizados. a) Vista lateral da ferramenta; b) Vista de topo da ferramenta. ....	25
<b>Figura 3.3</b> - Diferentes sistemas de fixação utilizados na produção das amostras de CIMM. a) primeiro sistema de fixação utilizado, onde apresenta-se a base de suporte original; b) segundo sistema de fixação utilizado e as longarinas de fixação originais; c) terceiro e último sistema de fixação onde mostra as alterações efetuadas tanto à base de suporte como às longarinas de fixação.....	26
<b>Figura 4.1</b> - Abertura de chanfro por prensagem a) e por laminagem b), e o aspeto dos respetivos. .	29
<b>Figura 4.2</b> - Esquema do circuito das montagens SFLACE. ....	30
<b>Figura 4.3</b> - Aspeto a) e representação esquemática com as dimensões b) do material compósito produzido ao longo do trabalho desenvolvido.....	33
<b>Figura 4.4</b> - Representação da extração de vários provetes, cada um identificado com a letra <b>M</b> de macro. O círculo vermelho identifica a macro retirada da zona onde foi aplicada corrente elétrica. As setas indicam o lado do provete que será analisado ao microscópio. ....	34
<b>Figura 4.5</b> - Montagem experimental para o ensaio de vibrações.....	37
<b>Figura 5.1</b> - Modelo geométrico criado para a simulação. ....	41
<b>Figura 5.2</b> - Elementos de malha do modelo geométrico a) Vista em corte da malha, ao longo do comprimento da amostra (corte longitudinal); b) Promenor da malha na vista em corte transversal; c) Promenor da malha na vista em corte longitudinal.....	42
<b>Figura 5.3</b> - Representação de perspetiva geral da distribuição da densidade de corrente elétrica que passa pela montagem.....	42
<b>Figura 5.4</b> - Representação da distribuição da densidade de corrente na montagem segundo um corte transversal da montagem (a) e pormenor da densidade de corrente entre o <i>shoulder</i> e a fita de cobre embutida na mesa de suporte (b).....	43
<b>Figura 5.5</b> - Representação do fluxo da corrente segundo um corte transversal da montagem (a) e pormenor da zona central da montagem (b). ....	43
<b>Figura 5.6</b> - Representação da distribuição da densidade de corrente na montagem (a) e do fluxo da corrente (b) ambas segundo um corte longitudinal da montagem. ....	44
<b>Figura 5.7</b> - Registos fotoGráficos das amostras produzidas, #1, #3, #4 e #5, nos ensaios preliminares. ....	45

<b>Figura 5.8</b> - a) Cordão de soldadura resultante do ensaio de produção da amostra #7 e indicação da disposição e localização dos termopares usados para o registo da temperatura durante o ensaio; b) Gráfico da corrente medida à passagem dos dois sensores amperimétricos; c) Gráfico da tensão aos terminais da bateria e da ferramenta do processo. ....	47
<b>Figura 5.9</b> - Registos fotográficos das amostras produzidas na etapa 3, com a indicação do local escolhido para retirar os provetes para MO e para DRX. Os ensaios das amostras #10, #11, #12 e #14 ocorreram com aplicação de corrente e esses locais estão identificados, ao contrário das restantes (#13, #15 e #16).....	52
<b>Figura 5.10</b> - Macro e micrografias resultantes da análise por MO ao provete DRX2 da amostra #10. ....	53
<b>Figura 5.11</b> - Macro e micrografias resultantes da análise por MO ao provete DRX3 da amostra #10. ....	54
<b>Figura 5.12</b> - Macrografias resultantes da análise de MO para o provete M4 da amostra #14 com corrente. ....	55
<b>Figura 5.13</b> - Macrografias resultantes da análise de MO para o provete M1 da amostra #14 sem corrente. ....	55
<b>Figura 5.14</b> - Imagens, captadas com o detetor de eletrões secundários, do provete M <sub>1</sub> sem corrente, da amostra #14, de diferentes zonas da interface entre a matriz e o reforço. a), b) e c) mostram diferentes zonas da interface superior e d) mostra uma zona da interface inferior. ....	56
<b>Figura 5.15</b> - Representação da localização dos três pontos onde se efetuou a análise de EDS. Análise realizada numa imagem de <i>backscattering</i> . O ponto 1 encontra-se na matriz, o ponto 2 na interface e o ponto 3 no reforço. a), b) e c), correspondem aos resultados dos pontos 1, 2 e 3, respetivamente. ....	57
<b>Figura 5.16</b> - Imagens de SEM do provete M <sub>4</sub> com corrente, da amostra #14, de diferentes zonas da interface entre a matriz e o reforço. As imagens a), b) e c) correspondem às zonas superiores do reforço, sendo b) um promenor da a); d) e e) correspondem às zonas inferiores do reforço; f) corresponde à zona lateral do reforço do lado em retrocesso. Imagens captadas com o detetor de eletrões secundários. g) corresponde a f) mas captada com eletrões retrodifundidos. ....	59
<b>Figura 5.17</b> - Difractogramas de DRX dos provetes DRX1, DRX2 e DRX3 da amostra #10. ....	60
<b>Figura 5.18</b> - Aspeto visual de ambos os provetes da amostra #12. a) estado anterior ao ensaio; b) e d) estado posterior ao ensaio realizado ao provete sem e com corrente, respetivamente, sendo c) e e) um detalhe da deformação plástica que ambos os provetes sofreram. ....	62
<b>Figura 5.19</b> - Aspeto visual de ambos os provetes da amostra #14. a) estado anterior ao ensaio; b) e c) estado posterior ao ensaio realizado ao provete com e sem corrente, respetivamente, sendo d) um detalhe de c).....	63
<b>Figura 5.20</b> - Aspeto visual do provete da amostra #16 após ter sido submetido ao ensaio.....	63
<b>Figura 5.21</b> - Aspeto visual dos provetes submetidos ao ensaio de flexão e a sua montagem experimental. ....	64
<b>Figura 5.22</b> - Resposta ao impulso para um oscilador simples. ....	66
<b>Figura 8.1</b> - Representação da distribuição da corrente a), b) e c) e campo vetorial do fluxo de corrente na montagem d), ambas segundo uma vista de topo. a), b) e c) correspondem a diferentes cotas segundo -Z. ....	84
<b>Figura 8.2</b> - Macro e micrografias do provete M2 da amostra #7 com apenas um cordão sem passagem de corrente. ....	88
<b>Figura 8.3</b> - Macro e micrografias do provete M4 da amostra #7 com apenas um cordão com passagem de corrente. ....	89
<b>Figura 8.4</b> - Macro e micrografias do provete M1 da amostra #8 com três cordões sem passagem de corrente. ....	90
<b>Figura 8.5</b> - Macro e micrografias do provete M4 da amostra #8 com três cordões com passagem de corrente. ....	91

## Índice de Tabelas

<b>Tabela 3.1</b> - Composição química nominal da liga de Alumínio da série 1100 (% em peso). ....	19
<b>Tabela 3.2</b> - Comparação das propriedades mecânicas do AA1100 entre valores no seu estado como recebido e os que mais se aproximam encontrados na literatura. ....	20
<b>Tabela 3.3</b> - Propriedades físicas típicas da liga AA1100-O. ....	20
<b>Tabela 3.4</b> - Propriedades mecânicas típicas das ligas de Ni-Ti . ....	20
<b>Tabela 3.5</b> - Propriedades físicas típicas das ligas de Ni-Ti. ....	20
<b>Tabela 3.6</b> - Resumo das técnicas de caracterização utilizadas para controlo do estado da fita de Ni-Ti após os diferentes tratamentos sofridos. ....	21
<b>Tabela 3.7</b> - Resumo das Temperaturas de Transformação em aquecimento (Aq.) e arrefecimento (Ar.) obtidas no ensaio de DSC para as amostras de Ni-Ti após diferentes tratamentos. ....	22
<b>Tabela 4.1</b> - Resumo dos diferentes métodos experimentados para a preparação das chapas de AA1100 antes da produção do CIMM. ....	28
<b>Tabela 4.2</b> - Parâmetros das amostras produzidas nos ensaios preliminares. ....	31
<b>Tabela 4.3</b> - Parâmetros das amostras produzidas na etapa de execução exploratória dos ensaios de SFLACE. ....	32
<b>Tabela 4.4</b> - Parâmetros das amostras produzidas nos ensaios da etapa 3. ....	32
<b>Tabela 5.1</b> - Propriedades da liga de alumínio da série 1100 e da fita de NiTi-N quando se encontra Austenítica ou Matensítica. ....	40
<b>Tabela 5.2</b> - Resumo das amostras testadas em cada técnica efetuada. ....	50
<b>Tabela 5.3</b> - Intensidades de corrente elétrica médias para cada cordão efetuado nos ensaios das amostras #12 e #14, com recurso a uma resistência variável. ....	50
<b>Tabela 5.4</b> - Resultados do fator de amortecimento, para as difrentes condições dos provetes da amostra #15, e apresentação dos valores dos parâmetros usados para o determinar. ....	67
<b>Tabela 5.5</b> - Variações dos fatores de amortecimento para os provetes ensaiados. ....	68
<b>Tabela 8.1</b> - Parâmetros e Macros de todas as amostras compósitas produzidas ao longo deste trabalho. ....	79
<b>Tabela 8.2</b> - Etapas do procedimento para polimento automático. ....	82
<b>Tabela 8.3</b> - Etapas do procedimento para polimento manual. ....	83



## Índice de Gráficos

<b>Gráfico 3.1</b> - Curvas Tensão-Deformação do ensaio de ciclagem mecânica para as amostras da etapa (1) e (2).....	22
<b>Gráfico 3.2</b> - Curva Tensão-Deformação do Ni-Ti após tratamento térmico a 450°C a 30 min. e laminagem do conjunto (etapa (2))......	23
<b>Gráfico 3.3</b> - Difrátograma resultante do ensaio por DRX à fita de Ni-Ti após a etapa (2) à temperatura ambiente.....	24
<b>Gráfico 5.1</b> - Curvas do aumento de temperatura em função da corrente para os materiais utilizados durante o processo de SFLACE.....	40
<b>Gráfico 5.2</b> - Gráfico das temperaturas obtidas no ensaio da amostra #7 .....	47
<b>Gráfico 5.3</b> - Curvas tensão-extensão, resultantes do ensaio de <i>Pull-Out</i> , de provetes com e sem aplicação de corrente elétrica das amostras #12 e #14. Assinalado o valor do ponto de tensão máxima para cada provete.....	61
<b>Gráfico 5.4</b> - Curvas tensão-extensão, resultantes do ensaio de <i>Pull-Out</i> , de provetes sem aplicação de corrente, retirados do início das amostras #13 e #16. Assinalado o valor do ponto de tensão máxima para cada provete.....	62
<b>Gráfico 5.5</b> - Curva resultante do ensaio de flexão ao provete da amostra #13.....	64
<b>Gráfico 5.6</b> - Curva resultante do ensaio de flexão ao provete da amostra #15.....	65
<b>Gráfico 5.7</b> - Curva resultante do ensaio de flexão ao provete da amostra #16.....	65
<b>Gráfico 5.8</b> - Resposta vibratória do material ao impulso inicial para o provete à temperatura ambiente.....	67
<b>Gráfico 5.9</b> - Resposta vibratória do material ao impulso inicial para o provete com $T > A_f$ .....	67
<b>Gráfico 5.10</b> - Picos máximos da amplitude e a regressão exponencial correspondente, para o provete sem aquecimento.....	67
<b>Gráfico 5.11</b> - Picos máximos da amplitude e a regressão exponencial correspondente, para o provete com aquecimento.....	67
<b>Gráfico 8.1</b> - Curvas de DSC da fita de NiTi no estado como recebida.....	77
<b>Gráfico 8.2</b> - Curvas de DSC da fita após as etapas (1), (2), e (3)s/C.E.....	77
<b>Gráfico 8.3</b> - Intensidade de corrente, tensão e temperatura durante o ensaio da amostra #6.....	85
<b>Gráfico 8.4</b> - Intensidade de corrente nos diferentes cordões da amostra #8 durante o ensaio.....	86
<b>Gráfico 8.5</b> - Tensão aos terminais da ferramenta e da bateria durante o ensaio de SFLACE para os diferentes cordões da amostra #8.....	87
<b>Gráfico 8.6</b> - Resposta vibratória do material ao impulso inicial de 0.25Hz para o provete grande a uma temperatura acima de $A_f$ .....	92
<b>Gráfico 8.7</b> - Resposta vibratória do material ao impulso inicial de 0.125Hz para o provete grande a uma temperatura acima de $A_f$ .....	92
<b>Gráfico 8.8</b> - Resposta vibratória do material ao impulso inicial de 0.125Hz para o provete grande à temperatura ambiente.....	93



## Lista de Abreviaturas

**A** – Austenite;

**AA** – Liga(s) de Alumínio;

**AA1100** – Liga de Alumínio da série 1100;

**A<sub>f</sub>** – Temperatura de fim de transformação da fase Austenítica;

**A<sub>i</sub>** – Temperatura de início de transformação da fase Austenítica;

**ASTM** – *American Society for Testing and Materials*;

**CENIMAT** – Centro de Investigação em Materiais;

**CIMM** – Compósito Inteligente de Matriz Metálica;

**CMC** – Compósito(s) de Matriz Cerâmica;

**DEMI** – Departamento de Engenharia Mecânica e Industrial;

**DRX** – Difração de Raio-X;

**DSC** – *Differential Scanning Calorimetry* ou Calorimetria Diferencial de Varrimento;

**EDS** – *Energy Dispersed Spectroscopy* ou Espetroscopia de Dispersão de Energias;

**EMF** - Efeito de Memória de Forma;

**FCT-UNL** – Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade Nova de Lisboa;

**IACS** – *International Annealed Copper Standard*;

**LMF** - Liga de Memória de Forma;

**M** – Martensite;

**MC** – Material/(ais) Compósito(s);

**MCI** - Material Compósito Inteligente;

**M<sub>d</sub>** - Limite de temperatura para o qual a tensão crítica para induzir o escorregamento é menor que a tensão crítica para induzir a transformação martensítica;

**M<sub>f</sub>** – Temperatura de fim de transformação da fase Martensítica;

**M<sub>i</sub>** – Temperatura de início de transformação da fase Martensítica;

**MMC** – Compósito(s) de Matriz Metálica;

**MO** - Microscopia Ótica;

**Ni-Ti** – Liga de Níquel – Titânio;

**PFL** - Processamento por Fricção Linear;

**PMC** – Compósito(s) de Matriz Polimérica;

**SE** - Superelasticidade;

**SEM** – *Scanning Electron Microscopy* ou Microscopia Eletrónica de Varrimento;

**SFL** – Soldadura por Fricção Linear;

**SFLACE** – Soldadura por Fricção Linear Assistida por Corrente Elétrica;

**UTS** – Limite de Resistência à tração;

**ZTA** - Zona Termicamente Afetada.

**ZTMA** - Zona Térmica e Mecanicamente Afetada;

## Lista de Símbolos

$E$  – Módulo de Elasticidade;

$A$  - Ampere;

$V$  - Volts;

UTS – Limite de Resistência à tração;

$\sigma_c$  – Tensão de cedência do material;

$\rho$  – Densidade do Material;

$\theta$  - Ângulo de *Bragg*;

$\rho_{ele}$  - Resistividade Elétrica;

$\sigma_e$  - Condutividade Elétrica;

$C_p$  - Calor Específico;

$h$  - Altura;

$\emptyset$  - Diâmetro do *shoulder*;

$\emptyset_{eq.}$  - Diâmetro equivalente do *shoulder*;

$v$  - Velocidade de Avanço da Ferramenta;;

$\omega$  - Velocidade de Rotação da Ferramenta;

$I$  - Corrente Elétrica;

$\sigma_s$  - Tensão de início de desmaclagem;

$\sigma_f$  - Tensão de fim de desmaclagem;

$\sigma^{Mi}$  - Início de transformação martensítica induzida por tensão;

$\sigma^{Mf}$  - Fim de transformação martensítica induzida por tensão;

$\sigma^{Ai}$  - Início de transformação austenítica induzida por tensão;

$\sigma^{Af}$  - Fim de transformação austenítica induzida por tensão;

$\xi$  - Factor de Amortecimento;

$\delta$  - Decremento Logarítmico;

$v_R$  - Fração Volúmica do Reforço;

$\omega_o$  - Frequência Natural do Sistema;

$\sigma_f^{m\acute{a}x}$  - Tensão de Flexão Máxima.



# Capítulo 1 – Considerações Preliminares e Objetivos da Dissertação

As ligas de alumínio têm sido amplamente empregues na produção de compósitos de matriz metálica que tiram partido, sobre tudo, do seu baixo peso e custo. No entanto, a produção destes materiais, em particular os que usam as ligas leves, constitui um desafio para a indústria, uma vez que a soldadura destas ligas não é de fácil execução para processos de soldadura por fusão. Essa limitação tem levado ao desenvolvimento de novos processos de ligação no estado sólido, como a soldadura por fricção linear e as suas variantes. O processo de soldadura por fricção linear tem vindo a ser otimizado com vista à eliminação de defeitos que incorrem do próprio processo. Como resultado, o estudo do processo híbrido de SFL assistido por corrente elétrica (SFLACE) é uma via a ser explorada como solução, uma vez que o calor gerado por efeito de Joule através da aplicação de uma fonte de energia externa, que neste caso é a corrente elétrica que atravessa o material, pode ajudar a diminuir ou eliminar os alinhamentos de óxidos que se encontram no seio da matriz através da sua dispersão com o aumento do fluxo viscoplástico. O NiTi utilizado como reforço para a produção de compósitos inteligentes constituem uma área de interesse crescente, devido às suas propriedades únicas. As suas propriedades dinâmicas, como a sua capacidade de amortecimento, têm vindo a ser estudadas nos últimos anos devido a constituírem uma boa alternativa na aplicação para amortecimento de vibrações mecânicas. No entanto, a capacidade de amortecimento dos metais mesmo sendo muito baixas só a apresentam após uma temperatura muito elevada, isto devido à diminuição da rigidez do material com o aumento da temperatura. Constitui portanto uma área a ser explorada a transferência dessa capacidade do NiTi para outros materiais quando utilizados como reforços produzindo um CIMM com propriedades funcionais.

O presente trabalho tem como objetivos:

- 1) Produzir compósitos inteligentes de matriz metálica através do processo convencional de SFL e do processo híbrido de SFLACE;
- 2) Caracterizar os compósitos produzidos por ambos os processos de modo a avaliar as suas propriedades funcionais e estruturais;
- 3) Verificar se o compósito inteligente de matriz metálica produzido por SFLACE comparativamente com o produzido por SFL apresenta:
  - Uma interface evidente e qual o grau de adesão (resistência da interface) entre os constituintes nas quatro zonas de contacto.
  - Aumento do fluxo viscoplástico no material processado devido à aplicação da corrente elétrica por efeito de Joule e consequentemente a diminuição ou extinção dos defeitos como alinhamento de óxidos na zona térmica e mecanicamente afetada (ZTMA).



## Capítulo 2 – Introdução

### 2.1. Materiais Compósitos de Matriz Metálica

O desenvolvimento científico e tecnológico encontra-se particularmente dependente dos avanços na área da Ciência dos Materiais [1]. Nos diferentes sectores da indústria, como é o caso da naval, automóvel, aeroespacial e desportiva, o desenvolvimento centra-se na necessidade de materiais estruturais com características de desempenho mais exigentes, como seja: elevada resistência mecânica e elevada tenacidade aliadas a um baixo peso [2]. No entanto, até à década de 60, a grande dificuldade devia-se à não existência de um material monolítico que exibisse essa conjugação de propriedades capazes de satisfazer a lacuna que impossibilitava o avanço para novas realidades na indústria. Nesse sentido, surgiram como alternativa os materiais compósitos (MC), apesar da ideia deste tipo de materiais não ser recente, uma vez que já existiam compósitos de origem natural como a madeira, as folhas de palmeira ou o tecido ósseo [1, 2].

O facto da produção dos MC ser adaptada conforme a aplicação desejada, desperta um grande interesse neste tipo de materiais. Variando a arquitetura do empilhamento, a natureza da matriz, a morfologia do reforço e/ou o processo de produção, o MC pode ajustar-se melhor ao tipo de solicitações impostas em serviço. Consequentemente, a generalização das aplicações em áreas tão distintas tem contribuído significativamente para a redução do preço dos MC e, naturalmente, para a sua expansão [3]. No entanto, apesar de se verificar ao longo do tempo essa redução de preço, estes continuam a ser materiais dispendiosos comparativamente, por exemplo, com os materiais metálicos. Assim, a utilização deste tipo de material só ocorre se a relação custo vs qualidade vs quantidade for razoável e se não existir um material monolítico que exiba as propriedades pretendidas [4].

Os MC não têm uma definição universalmente aceite. Assim, um MC para ser reconhecido como tal tem que satisfazer os seguintes critérios [1 – 3, 5]:

- ⇒ Apresentar pelo menos dois constituintes, correspondendo estes a fases (ou combinações de fases) distintas;
- ⇒ O contacto entre os diferentes constituintes ocorrer através de uma interface, a qual corresponde a uma região particular da microestrutura do compósito;
- ⇒ Cada constituinte advém de um ingrediente pré-existente;
- ⇒ As propriedades resultantes não são exibidas por nenhum dos constituintes individualmente.

Os constituintes presentes na estrutura do MC têm funções distintas e designam-se por matriz e reforço. A matriz é a fase contínua, normalmente em maior quantidade e as suas propriedades são melhoradas<sup>1</sup> pela incorporação do reforço que se caracteriza como a fase descontínua, embebido pela primeira [5, 6]. A matriz assegura a ligação entre os reforços e protege-os do ambiente exterior. Além disso, a matriz tem como função transferir para o reforço os esforços mecânicos externos aplicados ao MC. Este conceito é denominado de transferência de carga.

---

<sup>1</sup> Dependendo da aplicação. Melhorar as propriedades da matriz através do reforço nem sempre significa que haja um incremento dessas propriedades. Por exemplo, existem aplicações em que a função do reforço é baixar a resistência mecânica.

Tendo em conta, que as propriedades de um MC advêm da conjugação da matriz e do reforço, com a finalidade de otimizar certas propriedades específicas, é estritamente necessário que haja uma prudente seleção dos seus constituintes. Isto é, que haja um compromisso entre as propriedades da matriz e do reforço para que as propriedades do MC sejam adaptadas no que diz respeito à função a desempenhar na aplicação destinada. Normalmente, as propriedades que carecem de melhoria são a resistência mecânica, a rigidez e as resistências à fadiga e à fluência, bem como ao desgaste e à corrosão. Por vezes, a otimização de algumas destas propriedades é alcançada em detrimento de outras [4, 5].

Devido às diferentes designações dos constituintes é indispensável estabelecer uma classificação para os MC. Tendo por base a natureza da matriz consideram-se os Compósitos de Matriz Cerâmica (CMC), os Compósitos de Matriz Polimérica (PMC) e os Compósito de Matriz Metálica (MMC) [6], sendo neste último que vai incidir o restante conteúdo deste subcapítulo. No entanto, os MC também podem ser classificados quanto à morfologia do reforço usado: reforço contínuo (fibras longas, fitas e monofilamentos) e reforço descontínuo (fibras curtas, *whiskers*, partículas, dispersóides e plaquetas).

Entende-se por MMC todo o MC em que a fase contínua (matriz) é constituída por um metal ou liga metálica, na qual é incorporado o reforço [7]. As pesquisas científicas sobre MMC alcançaram notoriedade no final da década de 80 início da década de 90, e continuam até aos dias de hoje [8, 9]. Tipicamente, o material usado como matriz dos MMC são as ligas leves como é o caso das ligas de alumínio (AA), de magnésio e de titânio. As AA são atrativas devido ao seu baixo custo e densidade com a vantagem de apresentarem uma grande facilidade de processamento e controlarem o campo de aplicações de baixa temperatura (até  $\approx 450^{\circ}\text{C}$ ) [5, 8 – 10].

Uma das questões mais importantes e que importa abordar quando se trata do tema dos MMC é a natureza da interface matriz/reforço. Esta é descrita como uma região particular da microestrutura do MC na qual se efetua a transição entre os dois meios distintos que correspondem à matriz e ao reforço. A interface pode ser composta por um alinhamento de ligações entre átomos de ambos os constituintes do MC ou por uma camada de espessura finita formada por produtos de reação que ocorra entre a matriz e o reforço ou ainda por um revestimento pertencente ao reforço [5, 7].

O grau de adesão ao nível da interface matriz/reforço é outro conceito importante a reter. Este parâmetro tem influência direta nas propriedades do MMC, uma vez que a otimização das propriedades mecânicas está dependente de uma interface suficientemente resistente para assegurar uma transferência de carga eficaz. Se na aplicação de um esforço externo de natureza mecânica a fratura ocorrer ao nível da interface significa que as propriedades exibidas pelo MC podem ser inferiores às do metal não reforçado [5, 11, 12]. Caso contrário, a propagação de fissuras ao longo do material é mais lenta devido à presença dos reforços que funcionam como obstáculos à sua passagem [5, 8].

Em relação à ligação ao nível da interface matriz/reforço esta resulta consoante três tipos de interação de naturezas distintas. Assim, a ligação pode ser de natureza mecânica [5, 11 – 13], química [5, 11 – 13] ou física [13]. Considera-se que uma ligação é de natureza mecânica quando resulta da ancoragem entre rugosidades dos constituintes. A ligação de natureza química é considerada como tal quando ocorre reações químicas entre os constituintes, envolvendo o transporte de massa através da interface controlada por mecanismos de difusão. Por fim, a ligação de natureza física, requer o contacto próximo

entre os constituintes, ocorre por via de transferência ou partilha de cargas elétricas através da interface e a presença de gases adsorvidos na zona de contacto dificulta a sua ocorrência. Este é um dos problemas identificados na produção de MMC que utilizem as AA como matriz, devido à elevada afinidade destas ligas para com o oxigénio o que as torna bastante reativas, formando de imediato uma camada de óxido à superfície conhecido como alumina (mecanismo de passivação do alumínio) [5, 11, 13].

### 2.1.1. Ligas de Alumínio

A nível mundial o alumínio é o segundo elemento metálico mais abundante tendo conquistado notoriedade industrial no final do século XIX [14]. Características como a baixa densidade, a elevada resistência à corrosão, a enorme facilidade de processamento, a possibilidade de ser reciclável, a elevada condutividade elétrica e claro o baixo custo, fazem do alumínio e das suas ligas um material bastante apelativo e solicitado para as diversas aplicações nas diferentes indústrias [4, 5, 8, 10, 15].

Existe uma grande variedade de AA, e cada uma apresenta composições e propriedades muito diferentes. Na Figura 2.1 estão resumidas as séries que existem, os elementos de liga principais correspondentes a cada série e as diferentes designações consoante o tratamento a que podem ser sujeitas após o seu fabrico. As ligas das séries 2xxx, 6xxx e 7xxx são as ligas tratáveis termicamente, enquanto as restantes podem ser tratadas mecanicamente [14, 15].

As ligas da série 1xxx são AA comercialmente puras por exibirem na sua composição um mínimo de 99% de alumínio, e são caracterizadas por apresentarem uma boa condutividade térmica e elétrica, uma elevada resistência à corrosão, uma elevada ductilidade que lhes atribui a elevada facilidade de processamento, uma baixa resistência mecânica mesmo quando se apresentam encruadas e por fim são de fácil junção através de processos de soldadura [14, 15].

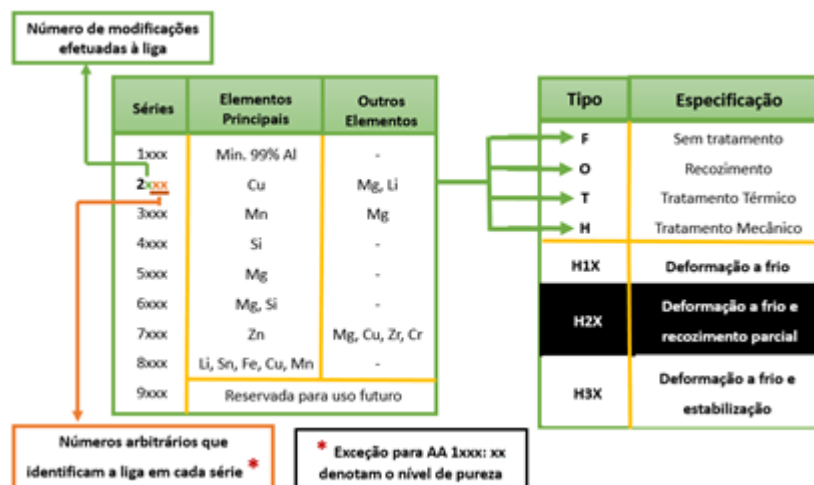


Figura 2.1 - Representação esquemática que resume as séries que existem, os elementos de liga principais correspondentes a cada série e as diferentes designações consoante o tratamento a que podem ser sujeitas após o seu fabrico (Adaptado de [14, 15]).

## 2.2. Ligas com Memória de Forma

As ligas com memória de forma (LMF) são um grupo de ligas metálicas classificadas como “inteligentes”, que têm a capacidade de recuperar elevadas deformações quando sujeitas a solicitações mecânicas cíclicas, ou alterar a sua forma e permitir uma atuação mecânica aquando de uma variação de temperatura, devido à transformação termoelástica reversível entre duas fases cristalográficas: martensite (fase de baixa temperatura) e austenite (fase de alta temperatura) [16, 17]. Esta transformação é conhecida por transformação martensítica e não ocorre por difusão atômica mas por uma distorção na sua estrutura por maclagem [18, 19]. De todas as LMF, as ligas de Níquel-Titânio (Ni-Ti) com composição aproximadamente equiatômica são as que apresentam as melhores propriedades comparativamente com outros materiais ativos [19 – 21]. O efeito de memória de forma destas ligas foi descoberto em 1962 por William J. Buehler, um metalúrgico do *Naval Ordnance Laboratory* (NOL), em Maryland nos EUA, que as denominou de NITINOL. A sua descoberta revolucionou a indústria, a medicina e a engenharia, tendo sido introduzidos no mercado inúmeros produtos denominados de “inteligentes” [22].

A combinação de uma elevada recuperação de deformação (até 8%) [16] e as elevadas forças de atuação (até 900 MPa) [16], aliadas à sua elevada resistência à corrosão e ao desgaste, e à sua capacidade de absorver energia, conduziram à implementação destas ligas em inúmeras aplicações, como a simulação de movimento humano, controlo de vibrações, atuadores mecânicos, entre outras, possibilitando soluções para as indústrias automóvel, naval, aeronáutica e aeroespacial, que até então eram impensáveis. Além disso, devido à sua biocompatibilidade estas são também amplamente utilizadas em aplicações médicas [16, 17, 23].

### 2.2.1. Diagrama de Fases do Sistema NiTi e a Transformação Martensítica

O diagrama de fases do sistema Ni-Ti é extremamente importante para os tratamentos térmicos e aperfeiçoamento das características singulares que estas ligas apresentam. Durante a elaboração deste diagrama por diversos autores, dois factos foram imediatamente aceites: A fronteira da fase NiTi no lado rico em Titânio era aproximadamente vertical, enquanto no lado rico em Níquel a sua fronteira tinha um declive muito menos acentuado. Isto mostra que a fase rica em Níquel é muito mais sensível a variações de temperatura, verificando-se uma grande variação do limite de solubilidade de Ni, propiciando assim a precipitação de compostos intermetálicos. Em 1986, estudos sobre as transformações por difusão a alta temperatura numa liga rica em Ni, determinaram que poderiam aparecer três fases dependendo da temperatura de envelhecimento e do tempo (Figura 2.2): A baixas temperaturas e tempos mais curtos precipitava o composto intermetálico  $Ti_3Ni_4$ ; a temperaturas e tempos intermédios precipitava o composto  $Ti_2Ni_3$ ; e a altas temperaturas e tempos mais longos precipitava o composto  $TiNi_3$ . Assim, em 1990, e após 30 anos de controvérsia, foi estabelecido o diagrama de fases do sistema Ni-Ti [24] (Figura 2.3).

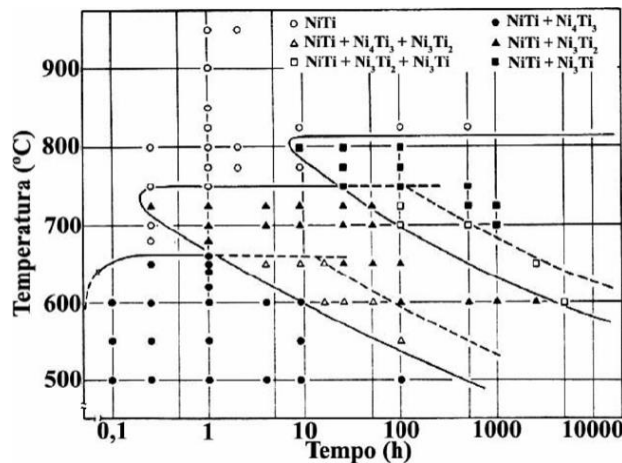


Figura 2.2 - Diagrama TTT (temperatura, tempo e transformação) que descreve o comportamento do envelhecimento de uma liga Ti – 52at%Ni ao longo do tempo (adaptado de [24]).

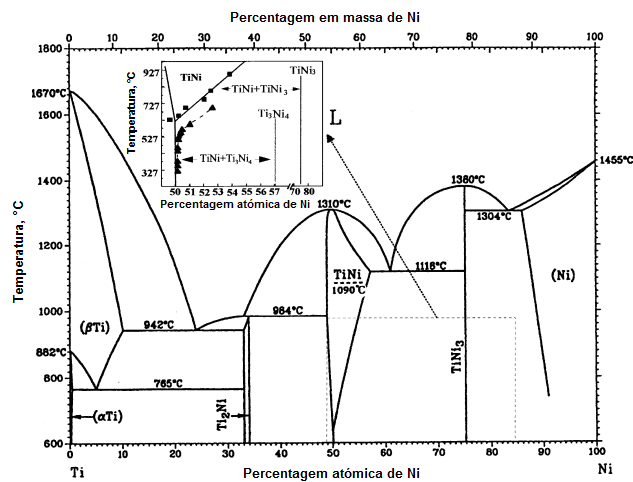


Figura 2.3 - Diagrama de fases do sistema Ni-Ti onde estão apresentadas as fases de equilíbrio entre B2 e  $\text{Ti}_3\text{Ni}_4$  (adaptado de [24]).

A fase NiTi de alta temperatura, conhecida como fase mãe ou austenite, apresenta uma estrutura ordenada B2 de simetria cúbica (Figura 2.4a) e desempenha um papel crucial na transformação martensítica e nos efeitos de memória de forma a ela associados. O arrefecimento a partir da fase B2 pode suscitar dois tipos de transformação martensítica: Uma ocorre numa só etapa, obtendo-se diretamente uma martensite com estrutura B19' de simetria monoclinica (Figura 2.4b); e noutra ocorre uma fase intermédia, designada por fase-R (R) com simetria trigonal que compete com a anterior, evoluindo posteriormente para martensite. No entanto, a existência de uma fase intermédia ( $\text{B2} \rightarrow \text{R} \rightarrow \text{B19}'$ ) não impede que ocorra em paralelo a transformação de fase numa só etapa ( $\text{B2} \rightarrow \text{B19}'$ ). A transformação martensítica  $\text{B2} \rightarrow \text{R} \rightarrow \text{B19}'$  é mais suscetível de ocorrer em ligas previamente submetidas a deformações a frio, seguidas de um recozimento, de modo que a elevada densidade de deslocamentos permaneça, ou em ligas em que o tratamento térmico viabiliza a precipitação do composto intermetálico  $\text{Ti}_3\text{Ni}_4$  (cerca de 400°C) [24].

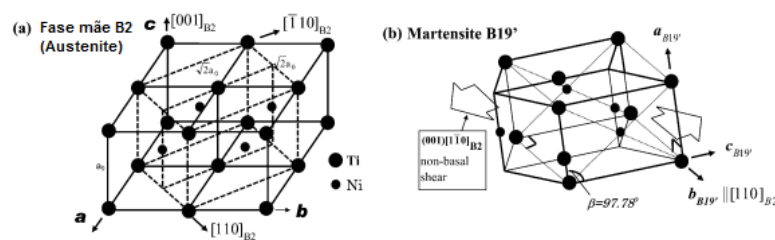


Figura 2.4 - Estrutura cristalográfica da fase de alta temperatura B2 (a), e de baixa temperatura B19' (b) (Adaptada de [24]).

Analogamente, partindo da fase B19', pode ocorrer a sua transformação para a fase B2 numa única etapa (B19' → B2), ou em paralelo com a formação da fase intermédia (B19' → R → B2). As transformações de fase entre austenite e martensite (transformação direta), ou martensite e austenite (transformação inversa) são a base do comportamento único que as LMF apresentam. Estas transformações podem ser induzidas por tensão ou variação de temperatura [20, 21].

As temperaturas da transformação martensítica das ligas de NiTi estão extremamente dependentes da composição da liga e dos tratamentos térmicos sofridos, pois estes variam a composição da matriz devido à precipitação dos compostos intermetálicos referidos anteriormente. Uma vez que o limite de solubilidade do lado rico em Ni varia consideravelmente com a temperatura, a variação das temperaturas de transformação de fase é muito mais acentuada em ligas ricas em Ni. Em muitos casos, alterando apenas 1at% a composição da liga, observam-se variações de temperaturas de transformação superiores a 100°C [24]. Assim, o modo mais eficaz de alterar as temperaturas de transformação é alterando a composição. Na Figura 2.5 é possível observar a variação da temperatura de transformação  $M_s$  em função da fração molar de Ni na matriz, obtida a partir dos dados experimentais de diversos autores [24].

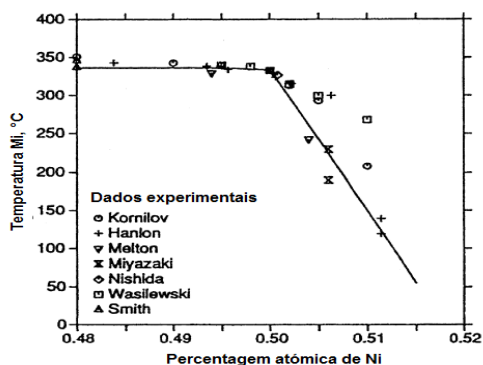


Figura 2.5 - Temperatura de início de transformação martensítica,  $M_i$ , em função da at% Ni (Adaptado de [24]).

## 2.2.2. Transformação de fase nas Ligas Memória de Forma: Efeito de Memória de Forma e Superelasticidade

Cada cristal martensítico tem uma orientação cristalográfica diferente, a que se dá o nome de variante. O modo como essas variantes se dispõem influencia a estrutura da martensite, que pode existir de duas formas: martensite maclada, formada pela combinação de variantes “autoacomodantes”; e martensite não maclada, ou reorientada, na qual uma das variantes é dominante [21].

Em arrefecimento, partindo do domínio austenítico e na ausência de cargas aplicadas, a partir de uma dada temperatura  $M_i$  (temperatura de início da formação da fase martensítica) a estrutura do cristal



começa a alterar-se para uma martensite maclada, na qual não ocorre qualquer variação de forma macroscópica, terminando após uma dada temperatura de fim da formação da fase martensítica,  $M_f$ . Ao aquecemos novamente ocorre a transformação inversa que tem início a uma temperatura  $A_i$  (temperatura de início da formação da fase austenítica) e finaliza-se a uma temperatura  $A_f$  (temperatura de fim da formação da fase austenítica) [21, 24]. No entanto, ao ser aplicada uma carga à martensite maclada, obtém-se uma curva da deformação em função da tensão como a da Figura 2.6, composta por quatro estágios.

Durante o estágio I observa-se um comportamento linear ideal onde as interfaces entre as maclas se mantêm estacionárias. A partir de uma determinada tensão  $\sigma_s$  (tensão de início da desmaclagem) a estrutura inicia o processo de desmaclagem, estando este terminado quando a tensão atingir um dado valor  $\sigma_f$  (tensão de fim da desmaclagem), resultando na reorientação das variantes e no domínio de uma determinada variante dependendo da direção de aplicação da carga, obtendo-se assim uma martensite parcialmente desmaclada (Estágio II). Este efeito é conhecido como desmaclagem dominó e ocorre praticamente sem variação de tensão. Para tensões superiores a  $\sigma_f$  sucede um processo de desmaclagem assistida pela deformação, obtendo-se no final do estágio III uma martensite completamente desmaclada. Para tensões superiores ocorrem fenômenos de escorregamento, originando uma deformação irreversível (Estágio IV) [20, 21].

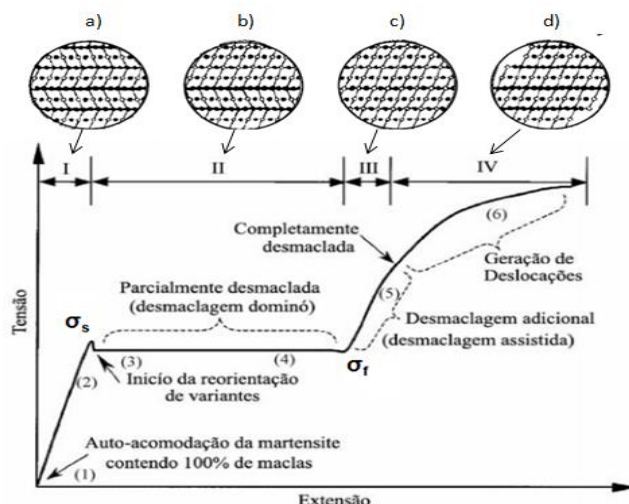


Figura 2.6 - Curva tensão-deformação típica de uma liga NiTi completamente martensítica e esquemas da microestrutura da martensite em cada estágio: a) maclada; b) parcialmente desmaclada; c) completamente desmaclada; d) escorregamento (adaptado de [18, 20]).

Se até ao final do estágio III se libertar a carga aplicada a estrutura mantém-se inalterada. Aquecendo posteriormente até uma temperatura  $A_i$  ocorre a transformação inversa, que termina quando se atinge  $A_f$ , obtendo-se a recuperação da deformação induzida. Observa-se portanto o efeito de memória de forma (EMF) (Figura 2.7). É de notar que as transformações de fase induzidas por temperatura apenas ocorrem enquanto existir um gradiente de temperatura [21, 24].

Aplicando um esforço de natureza mecânica a uma temperatura acima de  $A_f$  (domínio austenítico) constante, obtém-se uma resposta do NiTi que pode ser observada na Figura 2.7. O estágio inicial (O-A) corresponde à região elástica da austenite, onde a tensão aplicada apenas causa distorções na sua estrutura. A partir de uma dada tensão  $\sigma^{Mi}$  a austenite torna-se instável e dá-se início a uma

transformação martensítica induzida por tensão, resultando numa elevada deformação a tensão praticamente constante (A-B) devido à alteração estrutural de B2 para B19'. A este fenómeno dá-se o nome de deformação de Luders. O final da transformação martensítica é caracterizado por uma alteração acentuada do declive da curva a partir de uma determinada tensão  $\sigma^{Mf}$ . Neste ponto praticamente toda a austenite foi transformada em martensite. No entanto, a estrutura pode conter alguma austenite residual que se transformará a tensões superiores. Aumentando a tensão a partir deste ponto, ocorre a deformação elástica da martensite desmaclada (B-C), e posteriormente os fenómenos de escorregamento (C-D), e consequente deformação plástica. Libertando a tensão num ponto entre B e C, a curva segue o troço B-B' (curva de descarga). A partir de B' a martensite torna-se instável, à semelhança do que ocorreu com a austenite anteriormente, e dá-se o início da transformação de martensite em austenite, resultando num patamar (B'-A') representativo da recuperação de deformação que advém desta alteração estrutural. O intervalo de tensões a que ocorre a transformação de martensite em austenite é  $\sigma^{Ai}$  e  $\sigma^{Af}$ , respetivamente início e fim de transformação. O fim dessa transformação ocorre quando a curva de descarga se volta a unir com a região elástica da austenite [20, 21]. Este efeito é conhecido por superelasticidade (SE).

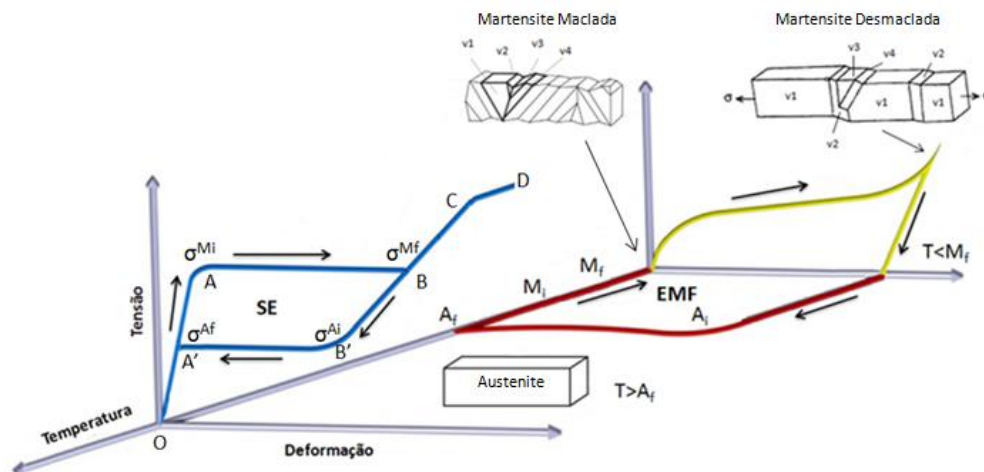


Figura 2.7 - Representação esquemática do EMF e SE no espaço tensão-deformação-temperatura, evidenciando as temperaturas e tensões de transformação e a desmaclagem da martensite (adaptado de [21, 25, 20, 26]).

Apesar do EMF e da SE serem discutidos separadamente eles estão intimamente relacionados, observando-se ambos os efeitos na mesma amostra dependendo da temperatura e tensão aplicada. A Figura 2.8 apresenta esquematicamente o espaço tensão-deformação em que os dois efeitos podem ocorrer. A retas com declive negativo representa a tensão crítica para induzir o escorregamento. A reta com declive positivo representa a tensão crítica para induzir a transformação martensítica [24].

A SE ocorre para temperaturas superiores a  $A_f$  (domínio austenítico), aquando da aplicação de uma tensão superior à tensão crítica para induzir a transformação martensítica. Uma vez que esta é cristalograficamente reversível, removendo a carga ocorre a transformação inversa pois a martensite é altamente instável a temperaturas superiores a  $A_f$ . Similarmemente, a temperaturas inferiores a  $A_i$  (domínio martensítico), as martensites deformadas são estáveis permanecendo deformadas após a remoção da carga, ocorrendo a recuperação da deformação apenas por transformação inversa (EMF). Para temperaturas entre  $A_i$  e  $A_f$  as martensites são altamente instáveis, e ambos os efeitos coexistem [24].

Para temperaturas superiores a  $M_d$  não ocorre transformação martensítica induzida por tensão, pois a tensão crítica para induzir a transformação martensítica é inferior à tensão crítica para induzir o escoamento.

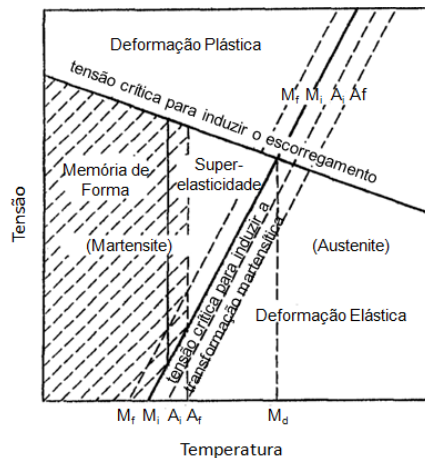


Figura 2.8 - Diagrama representativo das regiões de EMF e SE no espaço Tensão-Temperatura (Adaptado de [27]).

### 2.2.3. Propriedades Dinâmicas do NiTi - Capacidade de Amortecimento

As LMF, em particular as ligas de Ni-Ti, são amplamente reconhecidas devido à sua capacidade de converter energia térmica em trabalho mecânico. Esta capacidade está na base dos fenómenos de EMF e de SE. No entanto, apesar destes fenómenos ainda serem uma das grandes razões pelo interesse mostrado na sua utilização e investigação, nos últimos anos tem vindo a ser crescente o interesse tecnológico pelas propriedades dinâmicas diferenciadas que as ligas de Ni-Ti apresentam [28 – 30].

A capacidade de amortecimento que estas ligas exibem, fazem com que estes materiais mostrem um forte potencial para aplicações de amortecimento de vibrações mecânicas. O facto de estes materiais apresentarem duas fases cristalograficamente diferentes bem definidas (Austenite e a Martensite), e por vezes uma terceira (fase-R), por via de transformações de fase quando submetidas a um ciclo térmico adequado, provoca uma variação da rigidez do material e consequentemente do sistema onde se inserem, uma vez que os módulos de elasticidade de cada uma destas fases são diferentes [28 – 30].

A fase de alta temperatura é a Austenite, que devido à elevada rigidez da estrutura cristalina possui baixos níveis de amortecimento. Para a fase de baixa temperatura (Martensite), observa-se uma elevada capacidade de amortecimento, que deriva do baixo módulo de elasticidade que esta detém. Estudos mostraram efetivamente que o valor de amortecimento da martensite chega a ser cinco vezes superior ao do alumínio ou do aço inox, pois estes materiais não experienciam transformações de fase que lhes confirmam uma variação significativa da rigidez, e para mais, temperaturas mais baixas potenciam valores de rigidez maiores para estes materiais. No entanto, é durante a transformação de fase que estes materiais apresentam um pico de amortecimento que aumenta a sua capacidade de absorção de energia para valores muito mais elevados do que na fase martensítica. Assim, em sistemas onde a rigidez varia em função da temperatura, o controlo de vibrações está diretamente relacionado com o controlo da temperatura do elemento que confere rigidez [28 – 30].

A elevada capacidade de amortecimento, verificada na fase martensítica e que se intensifica durante a transformação de fase, tem a contribuição por um lado do movimento das interfaces entre as variantes, ou seja, da reorientação martensítica, e depende principalmente da mobilidade atômica, e por outro da presença de defeitos na microestrutura. A reorientação martensítica, provoca um arranjo molecular que resulta num atrito interno, que é responsável por parte da dissipação da energia vibratória. Isto leva a uma diminuição da amplitude da vibração livre do material. O amortecimento também depende diretamente de condições externas variáveis, como a taxa de aquecimento e arrefecimento, além da frequência e amplitude de oscilação imposta [28 – 30].

A determinação das propriedades dinâmicas da liga de Ni-Ti é resultante de solicitações no domínio elástico do material, e é por isto que este comportamento de amortecimento ativado termicamente (controlo de vibrações ativo), em nada corresponde ao controlo de vibrações passivo que está associado à ocorrência da transformação martensítica induzida por tensão (SE) [28 – 30].

### **2.3. Materiais Compósitos Inteligentes**

Nos últimos 15 anos, tem surgido uma forte investigação no desenvolvimento de estruturas inteligentes ativas e passivas para aplicações de engenharia [31]. O conceito de material compósito inteligente (MCI) surgiu da necessidade de fornecer ao MC (material estrutural com comportamento passivo que suporta e transmite esforços) funções adicionais às que já lhe eram conhecidas e atribuídas como características inerentes [32 – 35]. Estas funções adicionais são alcançadas se a um material isolado (metálico, cerâmico ou polimérico) lhe for incorporado um material inteligente, isto é, um material que apresenta na sua microestrutura a capacidade intrínseca de atuador, sensor, controlador e/ou processamento de informação, obtendo-se um MCI [32 – 35]. A década de oitenta marca o aparecimento destes materiais, e em virtude de ser um conceito inovador é ainda nos dias de hoje objeto de muita investigação [33, 35].

As LMF, em particular as ligas Ni-Ti, são um dos materiais integrantes da classe dos materiais inteligentes, apresentando propriedades que lhes possibilitam serem usados como reforços. De entre essas propriedades destaca-se a elevada resistência mecânica, boa ductilidade, elevada resistência à fadiga e a elevada capacidade de amortecimento, bem como a elevada taxa de recuperação de deformação e grande capacidade de deformação. Compósitos que utilizem as LMF como componente ativo são denominados, compósitos inteligentes, e representam um subconjunto dentro do campo dos materiais funcionais, que são materiais que detetam e respondem a um estímulo externo de uma forma pré determinada e voltam ao seu estado original quando é retirado esse estímulo. Os compósitos inteligentes têm como objetivo reforçar a matriz com vista a ser integrado numa aplicação que vise um reforço estrutural ou para evidenciar as suas propriedades como atuador e controlador de vibrações.

Têm vindo a ser desenvolvidos muitos estudos para aplicações de MC reforçados por LMF em sistemas ativos de controlo de forma, controlo de tensões, controlo de vibrações e melhoria da resistência ao impacto em estruturas [36]. Nos sistemas ativos de controlo de forma, as LMF são deformadas no domínio martensítico e embutidas numa matriz dúctil. Com aumento da temperatura estas retornam à condição não deformada, resultando na deformação da matriz, e consequente atuação mecânica. Uma escolha correta da posição da LMF e tempo de aquecimento, permite controlar a forma e posição da estrutura. Atualmente, existem propostas de aplicações baseadas neste efeito

em asas “inteligentes” para aeronaves [37], músculos artificiais [38], atuadores mecânicos [39, 40], entre outros. Em atuadores mecânicos é comum a utilização de fitas de NiTi, em relação a outras geometrias, uma vez que permitem uma maior rigidez da matriz quando sujeita a sucessivos ciclos de atuação [40]. Nos sistemas ativos de controlo de tensões, as LMF são deformadas no domínio martensítico, similarmente ao sistema anterior, mas são embutidas numa matriz rígida. O aumento da temperatura origina elevadas tensões na matriz sem a deformar, devido ao constrangimento da recuperação de deformação da LMF. Diversos autores mostraram que este comportamento é muito útil na indução de pré-tensões em vigas de betão [41], no aumento da resistência à tração e propagação de fissuras [42], e na redução de deformação, e auto-reparação de estruturas [43]. Em sistemas ativos de controlo de vibrações o MCI controla o modo de vibração da estrutura devido à indução de pré-tensões através do comportamento mencionado previamente [44 – 46], ou explorando o aumento do módulo de Young durante a transformação inversa [47, 48]. Nos sistemas para melhoria da resistência ao impacto são introduzidas LMF no domínio austenítico nas estruturas. Se introduzidas pré-deformadas, a sua SE induz tensões compressivas dificultando a propagação de fissuras ou até promovendo o seu fecho. Além disso, a SE das LMF permite que a estrutura aguente elevadas deformações quando sujeita a tensões induzidas por impactos, e dissipe a energia resultante [49].

## **2.4. Soldadura e Processamento por Fricção Linear**

O processo de ligação de materiais metálicos foi sempre uma questão que ao longo dos anos suscitou muita investigação e consequentemente, inovação no que diz respeito ao aparecimento de novos processos viáveis. A SFL é considerada um dos processos mais promissores e um dos grandes avanços da tecnologia, revolucionando a área de processos de ligação por soldadura de materiais metálicos [50 – 54]. Este processo destacou-se por ser uma alternativa viável aos processos de soldadura convencionais, em particular aos de soldadura por fusão, estabelecendo-se como o processo mais adequado para soldar ligas leves como é o caso das AA, consideradas difíceis de soldar, MMC e materiais dissimilares da mesma família ou de famílias distintas com diferentes pontos de fusão [50, 54 – 58]. O processo de SFL foi desenvolvido em 1991 por Wayne Thomas *et. al* [59] no *The Welding Institute* (TWI) (Cambridge, United Kingdom) e consiste num processo de ligação no estado sólido [50, 56, 57, 59]. Mais tarde, em 1999, Mishra *et al.* [60] desenvolveram o Processamento por Fricção Linear (PFL) que tem por base os princípios básicos do processo de SFL e caracteriza-se por ser uma tecnologia de superfícies [50]. O processo de PFL é utilizado para proceder ao refinamento, densificação e homogeneidade microestrutural, apresentando a capacidade de eliminar localmente defeitos de soldadura, alcançando assim a otimização de propriedades como a resistência mecânica e ductilidade, bem como a resistência à fadiga e à corrosão de materiais metálicos [50, 61]. Estes dois processos são amplamente utilizados em indústrias como a aeronáutica, aeroespacial, ferroviária, marítima e automóvel [55].

### **2.4.1. O Processo**

A SFL é um processo que ocorre no estado sólido, cujo princípio de funcionamento consiste na penetração de uma ferramenta rotativa não consumível, constituída por um pino e um *shoulder* (base da ferramenta), na junta das peças a unir, que se encontram rigidamente fixas e colocadas sobre uma

placa de apoio, percorrendo a junta com movimento de translação linear [51, 56, 61]. Quando o *shoulder* em rotação entra em contacto firme com a superfície exterior do material de base ocorre a produção de calor por atrito, resultando no amaciamento do material a ser soldado. A combinação do movimento rotacional com o deslocamento transversal da ferramenta provoca no material de base um fluxo e uma intensa deformação plástica, denominada de deformação plástica severa, que também gera calor. Como resultado, o material em estado plástico é arrastado da frente da ferramenta para trás dando origem ao cordão de soldadura [56, 61].

O PFL tem por base o princípio de funcionamento do processo de SFL, no entanto, o movimento transversal da ferramenta no material de base, ocorre na ausência de junta, isto é, numa única peça de trabalho, resultando na modificação localizada da microestrutura [50, 51, 61].

O processo de SFL / PFL não apresenta simetria em relação ao eixo do cordão sendo necessário fazer a distinção entre o lado do avanço e o do retrocesso, que corresponde ao lado em que o material é arrastado para a frente da ferramenta e o lado em que o material é empurrado para trás da ferramenta, respetivamente [56]. Na Figura 2.9 a) e b) está representada esquematicamente o processo de SFL, apresentando duas configurações de junta possíveis de produzir, designadas de configuração de junta topo a topo e configuração de junta sobreposta, respetivamente, enquanto a Figura 2.9 c) é uma representação esquemática do processo de PFL.

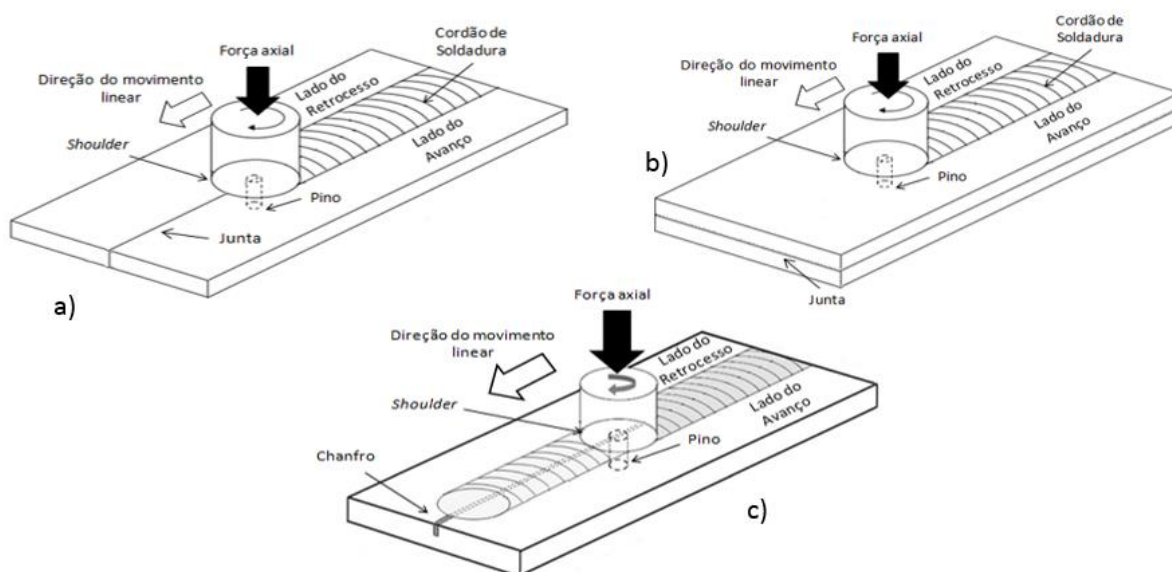


Figura 2.9 - Representação esquemática do processo de SFL em configuração de junta topo a topo (a) e sobreposta (b); e do processo de PFL (c) evidenciando a inexistência de junta (Adaptado de [56]).

Em ambos os processos, ocorre o refinamento de grão e a formação de grãos equiaxiais recristalizados, resultantes do calor gerado e da deformação plástica severa que sucede durante o processo [61]. Assim, encontra-se na Figura 2.10 representadas as três regiões distintas, desenvolvidas na zona soldada / processada do material de base, características do processo de SFL / PFL. A zona térmica e mecanicamente afetada (ZTMA) é geralmente constituída por uma zona central designada por *Nugget* (núcleo) e numa zona envolvente, como mostra a Figura 2.10.

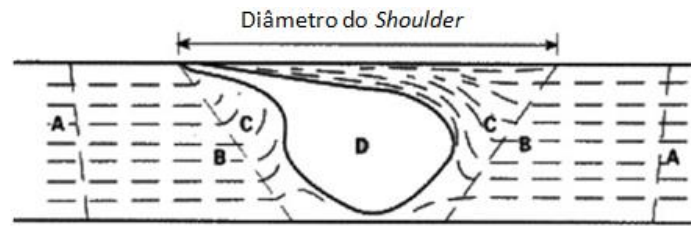


Figura 2.10 - Representação esquemática da seção transversal de uma soldadura pelo processo SFL/PFL mostrando quatro regiões distintas: A) Material de base, B) ZTA; C) ZTMA; D) *Nugget* (Adaptado de [56]).

O *Nugget* corresponde à região do material de base, limitada pelo diâmetro do *shoulder*, onde ocorre a deformação plástica severa produzida pela passagem do pino. O atrito provocado entre o *shoulder* e a superfície, com o atrito interno produzido pelo pino, aliados à elevada pressão axial exercida por o primeiro sobre o material que ocorre nesta região, promove o aumento da temperatura local que gera uma zona de recristalização dinâmica, resultando no aparecimento de grãos muito finos e uniformes equiaxiais [61, 62]. A temperatura máxima envolvida no processo de SFL, que corresponde à temperatura sentida na zona do *nugget*, ronda os 60 a 80% da temperatura de fusão do alumínio ( $T_f = 655^\circ\text{C}$  [14]).

A ZTMA corresponde à região adjacente ao *Nugget*. Nesta região da microestrutura o material de base foi fortemente deformado plasticamente pela ferramenta. Esta deformação e o calor gerado na ZTMA são inferiores às do *Nugget* não sendo suficientes para que se verifique os fenómenos de recristalização [61, 62].

A terceira e última zona que se encontra entre a ZTMA e a zona do material de base que não sofre qualquer alteração ao nível da microestrutura original é designada a zona termicamente afetada (ZTA). Esta região da microestrutura sofre um ciclo térmico, devido à dissipação de calor provocada pelo atrito interno que incorre na ZTMA e *Nugget*, mas não sofre qualquer deformação plástica [61, 62]. O ciclo térmico ao qual esta zona é submetida pode induzir transformações de fase, dependendo das ligas utilizadas no processo, como o endurecimento de precipitados, envelhecimento localizado ou fenómenos de recozimento [62].

#### 2.4.2. Parâmetros e Características do Processo

O processo de SFL, tal como o de PFL, apresentam vários parâmetros que influenciam a zona processada, os tipos de defeitos produzidos no cordão, a produtividade e viabilidade económica do processo bem como o aspeto da zona processada [50, 61]. Assim, ambos os processos requerem uma escolha bem pensada dos parâmetros [58]. De entre estes que influenciam o processo destaca-se a força axial da ferramenta, a velocidade de rotação da ferramenta, a velocidade de avanço, o ângulo de ataque e a geometria do *shoulder*.

**Força Axial da Ferramenta:** Este parâmetro também denominado de força vertical de forjamento, afeta o atrito gerado pelo contacto do *shoulder* com a superfície externa do substrato e tem como objetivo garantir este contato permanente, evitando a projeção para fora da junta do material em deformação plástica. A pressão provocada pelo pino força o escoamento do material para trás deste, onde consolida e arrefece formando o cordão. Forças axiais exageradas provocam calor excessivo e pressões de forjamento e causam o endurecimento e crescimento do grão provocando a degradação



de algumas propriedades mecânicas. No entanto, com forças axiais reduzidas conduzem ao aparecimento de defeitos isolados ou contínuos ao longo do cordão em consequência da má consolidação do material nessa zona. Assim, o aspeto do acabamento superficial é bastante influenciado por este parâmetro [61, 62].

**Velocidade de Rotação e de Avanço da Ferramenta:** Estes parâmetros em conjunto (rácio  $\omega/v$ ) ou individualmente, afetam a deformação plástica imposta ao material e consequentemente a quantidade de calor gerada [62]. Assim, velocidades de rotação elevadas e baixas velocidades de avanço originam ZTMA mais pequenas e maiores ZTA. Em contrapartida, baixas velocidades de rotação e velocidades de avanço elevadas provocam ZTMA maiores e ZTA mais pequena [56, 61].

**Ângulo de Ataque:** Ângulo de inclinação entre o eixo da ferramenta e a superfície da peça de trabalho. Uma inclinação adequada assegura que o arrastamento do material da frente para a zona traseira da ferramenta ocorra de forma eficiente melhorando o aspeto do acabamento da zona processada. Normalmente, os valores deste parâmetro utilizados são entre 2 e 4° [62].

**Geometria do *Shoulder* (base da ferramenta):** A geometria da ferramenta é um parâmetro importante no processo pois esta determina todo o fenómeno de fluxo plástico e calor gerado no material. Uma das funções da base é constranger a quantidade de material que é extrudido e forjado ao redor do pino, durante o fluxo plástico, impedindo a sua projeção. Existem várias geometrias de base diferentes, podendo ser plana lisa, côncava lisa, plana com estrias concêntricas ou estrias em espiral. A vantagem da base côncava lisa é que a configuração côncava permite dirigir o material escoado na direção do pino, no entanto necessita de um ângulo de ataque, devido a ser lisa, para que ocorra o correto forjamento e orientação do fluxo do material, ao contrário do que acontece com as estriadas [51, 61].

### **2.4.3. Limitações do Processo de Soldadura por Fricção Linear**

O processo de SFL não apresenta apenas vantagens em relação aos processos de soldadura por fusão. As grandes limitações deste são os defeitos nas juntas soldadas, uma vez que é difícil controlar a penetração no material de base. Estes constituem o principal constrangimento à maior aplicação da SFL na indústria. Os defeitos mais comuns no processo de SFL são a rebarba excessiva, os vazios e os defeitos na raiz, como o alinhamento de óxidos e a falta de penetração da ferramenta. Os defeitos na raiz são os mais significativos, e a sua origem deve-se essencialmente ao fluxo insuficiente de material visco-plástico por baixo do pino, podendo originar uma fina camada de material não processado pela ferramenta. Além disso, em ligas de alumínio, por exemplo, que apresentam condutividades térmicas elevadas e onde os óxidos superficiais são muito estáveis, pode ocorrer um alinhamento de óxidos na junta a soldar impedindo a sua união. Estas duas situações merecem especial preocupação uma vez que estes defeitos são difíceis de prevenir e difíceis de detetar através de ensaios não destrutivos, e reduzem drasticamente a resistência mecânica das juntas soldadas. Por este motivo, a técnica de SFL é muito limitada para componentes com elevados requerimentos de segurança como a indústria naval e aeronáutica [63].

Para contornar esta situação deve-se melhorar a viscoplasticidade do material, o que é possível aumentando o rácio entre a velocidade de rotação e a velocidade de avanço linear da ferramenta ( $\omega/v$ ), pois aumenta a temperatura do material. No entanto, deste modo, promove-se o aumento da zona



termicamente afetada e consequente perda de propriedades mecânicas, sendo preferível a utilização de uma fonte de energia externa.

## **2.5. Soldadura por Fricção Linear Assistida por Corrente Elétrica**

Recentemente, Telmo Santos *et. al.* [64] apresentaram resultados de estudos feitos na variante de Soldadura por Fricção Linear Assistida por Corrente Elétrica (SFLACE) com o objetivo de diminuir ou eliminar os defeitos na raiz em juntas topo a topo (recorrentes no processo de SFL), recorrendo a uma fonte de energia externa com o propósito de aumentar o fluxo visco-plástico sem detrimento das propriedades mecânicas do material, de modo a contribuir para o aumento da fiabilidade deste processo, bem como, validar como uma solução viável esta variante.

Segundo estes autores [64], os resultados por eles obtidos culminaram na validação do conceito desta variante do processo de SFL através da simulação numérica e analítica que efetuaram e ainda a validação experimental com a verificação, através de ensaios de microscopia ótica realizados aos provetes retirados das amostras que produziram, da redução na dimensão do defeito na raiz do cordão numa junta topo a topo, sem deteriorar as propriedades mecânicas do material.

O conceito inovador que está patente nesta nova variante do processo de SFL consiste na passagem de uma elevada corrente elétrica por uma fina camada de material entre o pino e a placa de apoio, gerando calor por efeito de Joule aumentando a temperatura do material, e consequentemente a sua ductilidade, reduzindo ao mesmo tempo a sua resistência mecânica e melhorando a viscoplasticidade. Este procedimento promove uma recristalização uniforme prevenindo o alinhamento de óxidos e defeitos de falta de penetração da ferramenta [63, 64].

O que se pretende com esta dissertação é utilizar este novo conceito, aplicando a variante de SFLACE mas agora numa configuração de junta sobreposta para a diminuição ou eliminação, não de defeitos na raiz do cordão (não interessa neste tipo de junta), mas sim dos alinhamentos de óxidos, dissolvendo-os, através do aumento da temperatura do material e consequentemente do fluxo visco-plástico, sem que a obtenção da primeira esteja dependente dos parâmetros do processo como o rácio ( $\omega/v$ ), mas que ocorra devido ao calor gerado por efeito de joule, com a finalidade de produzir um CIMM com uma boa ligação ao nível da interface entre os seus constituintes.



## Capítulo 3 – Materiais e Equipamento

Neste capítulo será feita referência ao material e ao equipamento utilizado no decorrer deste estudo. Na secção dos materiais utilizados também serão apresentados todos os resultados relevantes de ensaios realizados com o objetivo de caracterizar tanto o material de base / matriz como o reforço, isoladamente.

### 3.1. Materiais

No caso do material de base / matriz os resultados apresentados correspondem apenas ao seu estado como recebido. Para o reforço os resultados correspondem ao seu estado como recebido, após o tratamento térmico e após o processamento. O procedimento experimental destes ensaios realizados serão descritos no capítulo 4.

Denominações como material de base e matriz serão recorrentes ao longo deste trabalho, quando o assunto abordado se refere à liga de alumínio em estudo. Se por um lado, do ponto de vista do processo utilizado, o alumínio corresponde ao material de base, por outro, do ponto de vista dos materiais compósitos, o alumínio corresponde à matriz. Assim, fica a referência para que não suscite qualquer confusão perante as diferentes denominações para o mesmo material.

#### 3.1.1. Material de Base / Matriz

Para a realização deste estudo foram utilizadas chapas de Alumínio da série 1100 (AA1100). Este tipo de liga de alumínio comercial é também designado por B 209 1100 (ASTM) e a sua composição química nominal é apresentada na Tabela 3.1.

**Tabela 3.1 - Composição química nominal da liga de Alumínio da série 1100 (% em peso) [14].**

Elementos de Liga	ISO B 209	Si + Fe	Cu	Mn	Zn	Outros		Al
						Cada	Total	
Quantidade	Al 99.0 Cu	0,95	0,05 - 0,20	0,05	0,10	0,05	0,15	99,0

As chapas de AA1100 foram fornecidas em formato retangular com as dimensões de 200 x 100 x 1,6 mm.

Foi necessário efetuar a determinação da dureza da liga de alumínio utilizada, uma vez que não foi possível ter acesso às especificações do fabricante. Para a determinação destas durezas traçou-se um perfil no material, e o valor da dureza determinado encontra-se na Tabela 3.2. No entanto, a caracterização mecânica do mesmo material utilizado neste trabalho, como material de base, no seu estado como recebido, encontra-se disponível em [65] e foi realizada por Luís Mendes no âmbito da sua dissertação de Mestrado. Assim, os resultados da caracterização mecânica encontram-se condensados na Tabela 3.2. Nesta Tabela é feita a comparação das propriedades mecânicas entre o material no seu estado como recebido e os valores que mais se aproximam encontrados na literatura.

**Tabela 3.2 - Comparação das propriedades mecânicas do AA1100 entre valores no seu estado como recebido e os que mais se aproximam encontrados na literatura [14].**

AA1100	E [GPa]	UTS [MPa]	$\sigma_c$ [MPa]	Alongamento à fratura [%]	Dureza
AA1100-O	69	90	35	35	23 HB
Como recebido	-	56	35	33	16,9 HV

Apresentam-se na Tabela 3.3 as propriedades físicas típicas para a liga AA1100-O.

**Tabela 3.3 - Propriedades físicas típicas da liga AA1100-O [14].**

Propriedades térmicas				Propriedades elétricas	
$\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]	Temp. de fusão [°C]	Coef. expansão térmica [x10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup> ]	Conduct. térmica 25°C [W/m°C]	Conduct. Elétrica 20°C [%IACS]	Resistividade elétrica 20°C [μΩ.cm]
2.71	643 - 655	23,6	218	57	30

### 3.1.2. Reforço

No compósito produzido utilizou-se uma liga de Ni-Ti em configuração de fita como material de reforço. Esta liga comercial do tipo N da *Memory-Metalle GmbH* é considerada pelo fabricante a liga superelástica *standard*. Para este tipo de liga as especificações do fabricante apontam para uma liga rica em Ni (cerca de 51 at% Ni), com uma temperatura de transformação  $A_f$  que se situa entre os -15 e -10°C, muito sensível a tratamentos térmicos e mecânicos e apresentam-se oxidadas superficialmente [66]. Este material é fornecido enrolado numa bobine e apresenta as dimensões fixas de 2,8 x 0,9 mm de largura e espessura, respetivamente. Todas as fitas foram cortadas com 220 mm de comprimento.

As propriedades mecânicas e físicas típicas das ligas de Ni-Ti apresentam-se nas Tabelas 3.4 e 3.5, respetivamente.

**Tabela 3.4 - Propriedades mecânicas típicas das ligas de Ni-Ti .**

E [GPa]		UTS [MPa]		$\sigma_c$ [MPa]		Alongamento à fratura [%]	
M	A	Deformação a frio	Recozimento total	M	A	Deform. a frio	Recoz. total
20 - 41	70 - 80	1900	900	70 - 200	200 - 650	5 - 20	20 - 60

**Tabela 3.5 - Propriedades físicas típicas das ligas de Ni-Ti [67].**

$\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]	Ponto de Fusão [°C]	Calor Específico [J/kg.K]	Resistividade elétrica [μΩ.cm]	Coeficiente de Expansão Térmica [x10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup> ]		Condutividade Térmica [W/m°C]	
				M	A	M	A
6,45	1310	322	50 - 110	6,7	10 - 11	9	18

A fita de Ni-Ti foi caracterizada tanto no seu estado como recebido, como após os diferentes tratamentos sofridos durante a preparação e produção do compósito. Na Tabela 3.6 estão resumidas as técnicas de caracterização usadas para o controlo do estado das fitas após as diferentes etapas correspondentes aos tratamentos sofridos.

**Tabela 3.6 - Resumo das técnicas de caracterização utilizadas para controlo do estado da fita de Ni-Ti após os diferentes tratamentos sofridos.**

		Técnicas de Caracterização			
		DSC	Ensaio de Tração	Ensaio de Ciclagem	DRX
Etapas da fita de Ni-Ti	Como recebida	X			
	Recristalização 450°C/30minutos = (1)	X		X	
	(1) + Laminagem <sup>(a)</sup> = (2)	X	X	X	X
	(2) + SFL com e sem corrente elétrica = (3)	X			X <sup>(b)</sup>

(a) A laminagem da etapa (2) foi efetuada ao conjunto que é constituído por duas chapas de AA1100 sobrepostas e uma fita de Ni-Ti centrada entre as primeiras.

(b) Este resultado será apresentado posteriormente na secção 5.5.1.3.

Os resultados referentes aos ensaios de Calorimetria Diferencial de Varrimento (*DSC - Differential Scanning Calorimetry*) estão apresentados nos Gráficos 8.1 e 8.2 no Anexo A.1.

No Gráfico 8.1 apresenta-se o resultado referente ao caso da fita como recebida, onde se observa que não ocorre transformação de fase com a variação da temperatura, o que revela que o material no seu estado como recebido se encontra encruado. Isto sucede quando o material se encontra com uma elevada densidade de defeitos que impede a mobilidade das interfaces da martensite termoelástica (a transformação de fase) quando sujeita a variações de temperatura. Este resultado sugere que a fita de Ni-Ti após o seu fabrico foi laminada a frio, o que é possível segundo as informações do fabricante [66].

No Gráfico 8.2 apresenta-se os resultados de cada amostra após as etapas (1), (2) e (3) s/C.E., onde se observa que ocorre a transformação de fase em duas etapas identificada por dois picos exotérmicos e dois picos endotérmicos durante o arrefecimento e aquecimento, respetivamente. Em arrefecimento, a sequência de transformação é Austenite → Fase-R e Fase-R → Martensite. No entanto, em aquecimento, uma vez que os picos da Martensite → Fase-R e Fase-R → Austenite estão sobrepostos revela que aquando do início da transformação Martensite → Austenite alguma Martensite já se tinha transformado em Fase-R. Isto evidencia que as três transformações poderão estar a ocorrer em simultâneo.

De notar que existe uma pequena desfasagem nos valores das temperaturas de transformação para cada fase (Tabela 3.7) das amostras analisadas após as etapas (1), (2) e (3) s/C.E. Em aquecimento, de (1) para (3) os valores de  $A_f$ , respetivos, deslocam-se para a direita e consequentemente a fita fica completamente Austenítica para valores de temperatura superiores, como se pode verificar na Tabela 3.7 onde se apresenta os valores das temperaturas de transformação para cada fase.

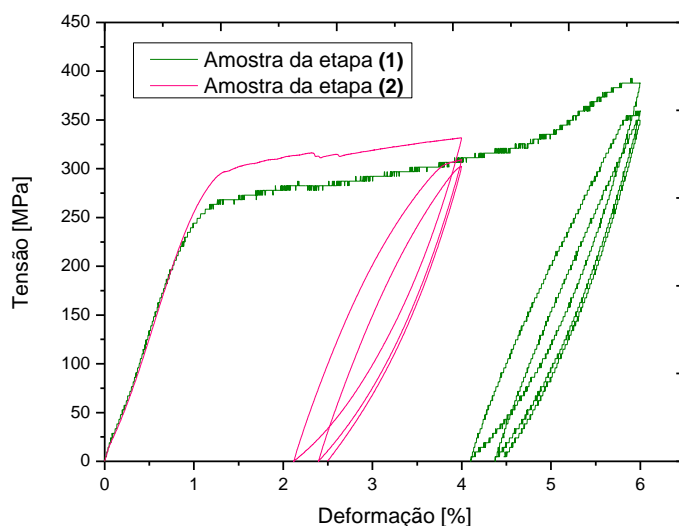
**Tabela 3.7 - Resumo das Temperaturas de Transformação em aquecimento (Aq.) e arrefecimento (Ar.) obtidas no ensaio de DSC para as amostras de Ni-Ti após diferentes tratamentos.**

Amostras	M <sub>i</sub> [°C]		R <sub>i</sub> [°C]		R <sub>f</sub> [°C]		A <sub>i</sub> [°C]		A <sub>f</sub> [°C]	
	Aq.	Ar.	Aq.	Ar.	Aq.	Ar.	Aq.	Ar.	Aq.	Ar.
(1)	-	- 48	- 7	37	-	15	16	-	38	-
(2)	-	- 37	- 3	42	-	19	23	-	43	-
(3) sem C.	-	- 42	- 3	40	-	19	23	-	45	-

A presença da Fase-R é comum a todas as amostras. Isto resulta do efeito da temperatura (consequência do tratamento de recristalização) e dos processos mecânicos subsequentes. Observa-se que para todas as amostras a formação desta fase durante o aquecimento e arrefecimento ocorre numa gama de temperaturas estreita evidenciando a sua baixa histerese térmica. Além disso a sua formação ocorre a temperaturas mais baixas, sendo uma característica desta fase.

O tratamento de recristalização a 450°C durante 30 minutos, que corresponde a **(1)**, foi feito à fita de Ni-Ti de forma a alterar as temperaturas de transformação fornecidas pelo fabricante para que a fase predominante à temperatura ambiente fosse a Martensite. Considerando 25°C a temperatura ambiente, para a curva em aquecimento das amostras correspondentes às etapas **(1)**, **(2)** e **(3)s/C.E.** observa-se que a essa temperatura as fitas de Ni-Ti correspondem a uma mistura de Fase-R, Martensite e Austenite, tendo a amostra da etapa **(1)** aparentemente uma percentagem de fase Austenítica formada maior que as amostras das etapas **(2)** e **(3)**.

Como complemento aos ensaios de DSC realizou-se ensaios de ciclagem às amostras das etapas **(1)** e **(2)** para confirmar a fase predominante à temperatura ambiente na fita de Ni-Ti. No Gráfico 3.1 apresentam-se os resultados do ensaio de ciclagem destas.



**Gráfico 3.1 - Curvas Tensão-Deformação do ensaio de ciclagem mecânica para as amostras da etapa (1) e (2).**

Analisando os resultados dos ensaios de ciclagem mecânica observa-se que, tanto na amostra da etapa **(1)** como na da **(2)**, apenas aproximadamente 1% da deformação total imposta às amostras é recuperada quando a carga é retirada, o que prova que o material encontra-se maioritariamente Martensítico, não esquecendo a pequena recuperação da deformação que se deve à presença da Austenite. Em relação ao andamento do patamar de desmaclagem da Martensite, de ambas as amostras ensaiadas, observa-se uma ligeira inclinação que representa outro sinal da presença de Austenite residual na microestrutura do material. Estes resultados estão de acordo com os resultados de *DSC* apresentados para ambas as amostras. No entanto, o ensaio de ciclagem não mostra qualquer vestígio da presença da Fase-R.

O ensaio de tração realizado à amostra da etapa **(2)** teve como resultado a curva de tensão-deformação apresentada no Gráfico 3.2.

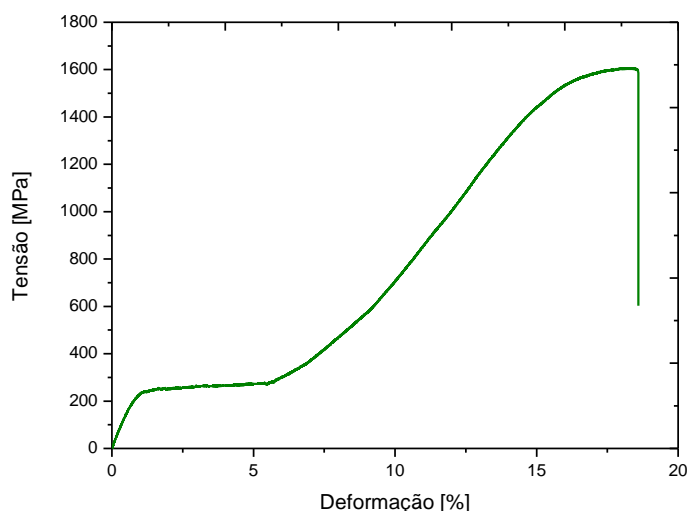


Gráfico 3.2 - Curva Tensão-Deformação do Ni-Ti após tratamento térmico a 450°C a 30 min. e laminagem do conjunto (etapa **(2)**).

Os resultados da curva de tensão-deformação para esta amostra que se apresenta maioritariamente Martensítica à temperatura ambiente estão de acordo com o esperado. Observa-se uma ligeira inclinação no patamar onde ocorre a desmaclagem da martensite fruto da presença de defeitos e da Austenite na microestrutura, o que está de acordo com os resultados de *DSC* e ciclagem apresentados e comentados anteriormente. A tensão a que se inicia o patamar de desmaclagem da Martensite é aproximadamente a 245MPa. No entanto, comparando este resultado com os resultados do ensaio de ciclagem (tensão de patamar para amostra da etapa **(2)** é aproximadamente 300MPa), e uma vez que o provete para o ensaio de tração foi retirado da mesma amostra que o provete retirado para ciclagem, pode-se estar perante um problema de gradientes de temperatura proveniente do tratamento térmico feito num forno onde não se garante a homogeneidade das temperaturas impostas ao longo de toda amostra. Outro aspeto a salientar é o valor de UTS do material de 1604MPa para um alongamento à fratura de 18,6%.

Para complementar os resultados de *DSC* efetuou-se DRX à fita de NiTi de modo a determinar as fases presentes à temperatura ambiente. O difratograma correspondente é apresentado no Gráfico 3.3. Verifica-se através deste que a liga de Ni-Ti apresenta picos característicos de ambas as fases cristalinas (Martensite e Austenite).

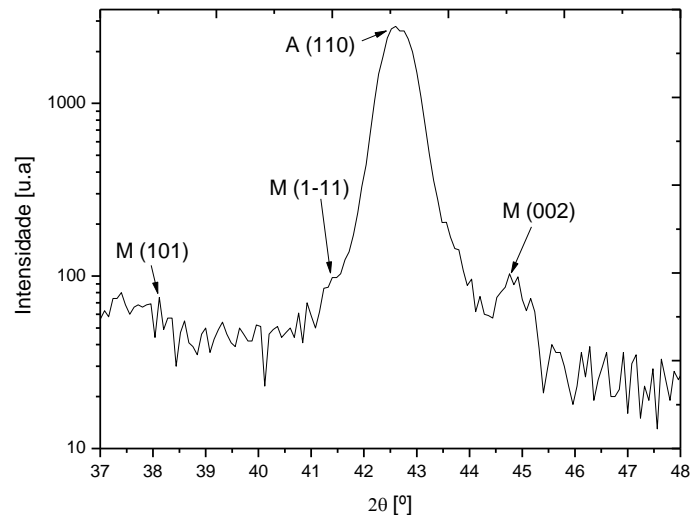


Gráfico 3.3 - Difratoograma resultante do ensaio por DRX à fita de Ni-Ti após a etapa (2) à temperatura ambiente.

O pico da Austenite aparece para um valor de  $2\theta = 42,6^\circ$  referente ao plano (110), todos os outros picos representados correspondem à fase Martensítica para valores de  $2\theta = 38,2^\circ$ ;  $41,5^\circ$  e  $44,6^\circ$  para os planos (101), (1-11) e (002), respetivamente [68].

### 3.2. Equipamento de SFLACE

Os ensaios de SFLACE foram realizados para a união dos materiais dissimilares em estudo com vista a produzir o CIMM, bem como o estudo do efeito da corrente no fluxo viscoplástico do material durante o processo, na microestrutura e nas propriedades do compósito produzido. Para o efeito utilizou-se uma máquina existente nas instalações do DEMI na Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade Nova de Lisboa (FCT-UNL), que basicamente consiste numa fresadora convencional adaptada para realizar os ensaios de SFLACE, como mostra a Figura 3.1.



Figura 3.1 - Fresadora convencional utilizada nos ensaios. Representação das direções do movimento da mesa, bem como, do sentido de rotação da ferramenta.

Esta máquina permite o controlo da velocidade de avanço da mesa segundo as três direções (X, Y e Z) representadas na Figura 3.1, bem como da velocidade de rotação da ferramenta. Esta máquina possibilita que o processo decorra em controlo posicional mas não em controlo de força vertical do



cabeçote. O ângulo de ataque é dado pela inclinação entre o cabeçote da fresa e a mesa, sendo a fixação da ferramenta feita no cabeçote da fresa.

### 3.2.1. Componentes Utilizados na Produção dos CIMM por SFLACE

A ferramenta utilizada para os ensaios de SFLACE encontra-se representada na Figura 3.2. Esta ferramenta é constituída pelo corpo e base (*shoulder*) da ferramenta, sendo a geometria do *shoulder* côncava lisa com um diâmetro de 17 mm. Esta ferramenta, de aço CK45, foi usada para todas as amostras produzidas e sempre com o pino completamente retraído.

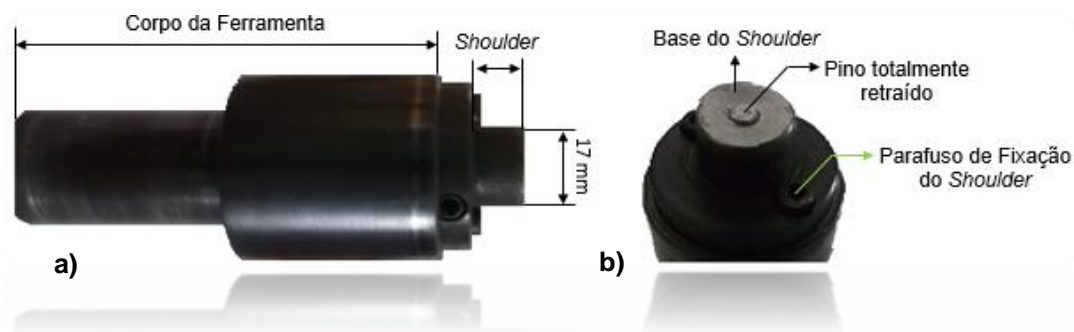


Figura 3.2 - Ferramenta utilizada em todos os ensaios de SFLACE realizados. a) Vista lateral da ferramenta; b) Vista de topo da ferramenta.

A base de suporte à montagem das amostras é outro componente importante para os ensaios de SFLACE porque permite a passagem da corrente quando a ferramenta entra em contacto com a superfície da amostra durante o processo, ocorrendo o fecho do circuito. Outra das funções, não menos importante, é possibilitar uma base rígida à montagem de cada amostra.

A base de suporte utilizada sofreu alterações após algumas amostras terem sido produzidas para facilitar a sua fixação. Assim, a base original e utilizada inicialmente é apresentada na Figura 3.3 a) e b) e a base após essas alterações na Figura 3.3 c), onde também mostra as longarinas de fixação. A base de suporte é de aço CK45 no qual está encastrada uma fita de cobre, permitindo a passagem de corrente pela base. Os contactos consistem em chapas de cobre bem como o fio condutor multifilar de 8 mm de secção.

Outro componente importante da montagem é o sistema de fixação da amostra, devido às forças de corte que são exercidas nesta pelo avanço da ferramenta, bem como a força exercida pela rotação da ferramenta. Se as amostras não forem suficientemente bem fixas o processo torna-se instável, uma vez que esta desloca-se com o movimento da ferramenta, o que pode provocar o arranque excessivo de material ou a origem de cordões instáveis.

Ao longo da produção das amostras compósitas foram realizados três tipos de fixação diferentes destas à base de suporte. Inicialmente utilizou-se a montagem apresentada na Figura 3.3 a) mas a fixação não era suficiente, pelo que se procedeu à alteração dessa montagem para a apresentada na Figura 3.3 b), onde as longarinas de fixação são colocadas em cima da amostra e constrangidas contra a base de suporte por duas garras, fixas à mesa da fresadora com parafusos, cada um isolado por um casquilho de plástico. Este isolamento foi efetuado para que a corrente não dispersasse pela mesa da fresadora. Para facilitar a montagem da amostra na base de suporte devido a questões de alinhamento

da amostra e de tempo de montagem, sendo este último problemático principalmente nas que sofriam mais que uma passagem, foi alterada tanto a base de suporte como as longarinas de fixação. Assim, passou-se a fixar as amostras através dos parafusos que passam pelas longarinas de fixação e pela amostra, fixando-se na base de suporte, como mostra a Figura 3.3 c).

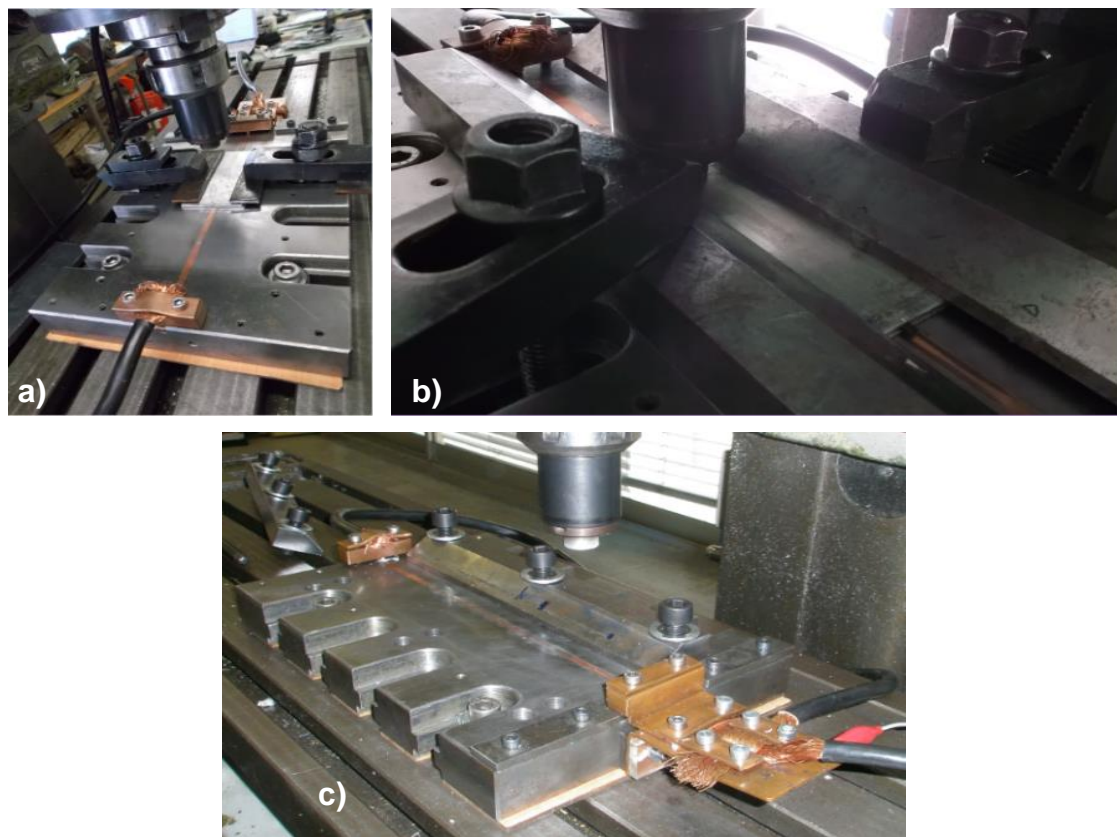


Figura 3.3 - Diferentes sistemas de fixação utilizados na produção das amostras de CIMM. a) primeiro sistema de fixação utilizado, onde apresenta-se a base de suporte original; b) segundo sistema de fixação utilizado e as longarinas de fixação originais; c) terceiro e último sistema de fixação onde mostra as alterações efetuadas tanto à base de suporte como às longarinas de fixação.

## Capítulo 4 – Procedimento Experimental

Neste capítulo descrevem-se as diferentes fases do trabalho realizado, desde o tratamento térmico efetuado às fitas de Ni-Ti, a preparação tanto destas como das chapas de Alumínio, passando para a descrição da montagem experimental do processo aplicado e por fim as técnicas de caracterização utilizadas para avaliar não só o CIMM produzido como também os seus constituintes em separado.

### 4.1. Tratamento Térmico Efetuado ao Reforço

As fitas de Ni-Ti no seu estado como recebido encontravam-se encruadas pelo que foi necessário efetuar-lhes um tratamento de recristalização. Na escolha dos parâmetros utilizados neste tratamento térmico teve-se em conta a alteração da fase predominante à temperatura ambiente, em relação à especificada pelo fabricante. Esta alteração foi pensada para facilitar alguns ensaios de caracterização que seriam efetuados ao CIMM. Assim, este tratamento teve como objetivo que a fita de NiTi se encontra-se martensítica à temperatura ambiente.

Foram feitas várias tentativas de tratamentos térmicos, variando a temperatura e o tempo de permanência das fitas dentro de um forno, até encontrar as condições que trariam os melhores resultados. Assim experimentaram-se as seguintes condições: solubilização a 900°C durante 5min. seguida de uma recristalização a 550°C durante 20min. ou 450°C durante 30min. ou 350°C durante 15min.; recristalização de 500°C durante 20min.; e recristalização a 450°C durante 30min. Este último foi o tratamento térmico escolhido para as fitas utilizadas na produção do CIMM.

Para o efeito foi utilizado o forno *Termolab* que se encontra nas instalações do CENIMAT / i3N na FCT-UNL. Este forno em profundidade não apresenta uma distribuição de temperaturas homogénea, ocorrendo um aumento de temperatura no sentido da porta para o fundo do forno, suscetível de induzir, no caso de componentes com dimensões consideráveis e sensíveis a tratamentos térmicos, como o caso da fita de Ni-Ti em estudo, um gradiente de temperaturas ao longo do seu comprimento. Dentro da câmara do forno encontra-se um termopar disposto aproximadamente a meio, ligado na zona exterior a um multímetro, que serve para controlar a temperatura na zona ao redor do termopar. O tratamento térmico foi efetuado a 450°C durante 30min. às fitas com comprimentos de 220mm, em que o centro da amostra se encontrava perto do termopar. As fitas eram então retiradas do forno e era efetuada uma têmpera em água com agitação de modo a promover uma maior homogeneização do arrefecimento. Foram realizados três lotes em diferentes momentos do trabalho experimental e de todos foi retirado uma amostra para ser caracterizada por DSC. No entanto, todos os resultados apresentados na secção 3.1.2, de caracterizações efetuadas às fitas de Ni-Ti, correspondem apenas ao 3º lote de amostras.

### 4.2. Preparação dos Materiais de Partida para a Produção dos CIMM

Nesta secção descrevem-se as diferentes preparações, tanto do material de base como do reforço, adotadas ao longo deste estudo. Numa fase inicial para perceber qual seria o método de preparação das chapas de AA1100 capaz de proporcionar uma superfície com o maior grau de pureza possível, diversos métodos foram realizados e encontram-se resumidos na Tabela 4.1. O grau de pureza das

superfícies dos materiais envolvidos na produção de um compósito é muito importante para que seja criada a interface, uma vez que a presença de óxidos, gordura ou poeiras impedem a sua formação.

**Tabela 4.1 - Resumo dos diferentes métodos efetuados para a preparação das chapas de AA1100 antes da produção do CIMM.**

	Corte		Rugosidade nas superfícies interiores		Limpeza das superfícies do AA1100			Abertura de chanfro nas chapas de AA1100	
	Guilhotina	Serra Mecânica c/óleo	Lixa 200	Decapagem Mecânica	Sabão, água e secar	Álcool etílico	Acetona	Prensagem do conjunto	Laminagem do conjunto
<b>Método</b>									
(a)	X				X			X	
(b)		X	X		X			X	
(c)	X		X		X	X		X	
(d)				X		X	X		X

Um dos motivos para o abandono dos métodos **(a)**, **(b)** e **(c)** foi o passo em que envolvia a água, pois quando o alumínio entra em contacto com esta a sua superfície fica rapidamente oxidada e portanto, pode criar-se um impedimento à ocorrência de ligação entre as chapas de alumínio e a fita de Ni-Ti. Como alternativa escolheu-se a acetona. Outros dos motivos para o abandono dos três primeiros métodos foi o passo da prensagem do conjunto, devido às dimensões das chapas não era possível garantir uma prensagem homogénea ao longo de toda a amostra. Assim, como alternativa testou-se a laminagem a frio do conjunto por múltiplas passagens, que garantia a redução homogénea de 1mm da espessura total da amostra, sendo a espessura total inicial do conjunto de 4,46mm. Esta laminagem efetuada ao conjunto afetou principalmente o alumínio, que absorve a maior parte da energia de deformação, não se tendo verificado uma redução significativa da espessura do Ni-Ti. Com isto, conseguiu-se a abertura do chanfro nas chapas de AA1100 onde o Ni-Ti ficava acomodado. Na Figura 4.1 a) e b) estão representados os chanfros obtidos por prensagem e por laminagem, respetivamente.

Assim, o método adotado para a preparação das chapas de alumínio até ao fim deste estudo foi o **(d)** e a sua descrição detalhada encontra-se no Anexo B.1. Aquando da implementação do método **(d)** foi feita a alteração na base de suporte e longarinas de fixação, pelo que foi necessário furar as chapas de AA1100 com dois furos M8.

Em relação à preparação do material de reforço, no caso dos métodos **(c)** e **(d)** as fitas de Ni-Ti sofreram decapagem química recorrendo a uma solução de 100ml H<sub>2</sub>O + 40ml HNO<sub>3</sub> + 10ml HF para a remoção do óxido adsorvido superficialmente. No caso dos métodos **(a)** e **(b)** as fitas de Ni-Ti não sofreram decapagem química.

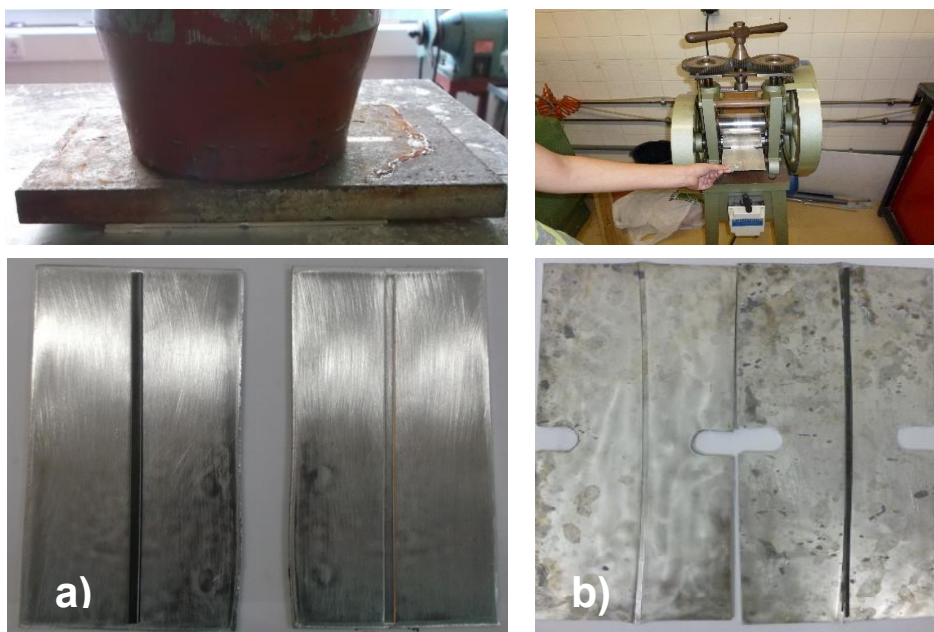


Figura 4.1 - Abertura de chanfro por prensagem a) e por laminagem b), e o aspeto dos respetivos.

### 4.3. Montagem Experimental

Nos ensaios experimentais foram utilizadas duas montagens diferentes. Uma das montagens corresponde ao processo de SFLACE e consiste na ligação direta entre o cabeçote e a fonte de alimentação. No entanto, a necessidade de limitar a quantidade de corrente que passa no circuito, de modo a realizar diferentes ensaios com diferentes intensidades de corrente, sendo que a resistência do circuito é praticamente zero e portanto a corrente que passa no material é quase a mesma fornecida pela fonte de alimentação, foi solucionada com a existência de uma resistência variável, a partir de um varão de titânio, que tem uma elevada resistência elétrica (3% IACS [69]) e uma boa condutividade térmica, de comprimento 105 e diâmetro 2 cm, colocado entre o cabeçote e a fonte de alimentação onde ambos vão ligar. Este controlo da quantidade de corrente que passa no circuito foi alcançado através da diminuição da distância entre os grampos da ligação da fonte de alimentação e do cabeçote. A outra montagem é a SFL e foi utilizada quando se produzia amostras sem aplicação de corrente elétrica através do processo convencional de SFL. Esta montagem não é mais que a montagem de SFLACE mas com o circuito entre o cabeçote e a fonte de alimentação aberto. As montagens mencionadas anteriormente estão apresentadas na Figura 4.2.

Em todos os ensaios experimentais assistidos por corrente elétrica foram adquiridos os dados da corrente que atravessa o sistema, da diferença de potencial na bateria e da diferença de potencial nos terminais. Em alguns ensaios também se fez a aquisição das temperaturas envolvidas no decorrer do processo, recorrendo a quatro termopares dispostos ao longo do comprimento da amostra. A aquisição de dados foi possível graças ao sistema de aquisição de dados constituído por sensores amperimétricos e placas de aquisição acoplados a um computador, bem como a um *software* desenvolvido por Henrique Costa no âmbito da sua dissertação de Mestrado [63]. Esse *software* foi desenvolvido no ambiente *LabVIEW*<sup>TM</sup> 2012 da **NATIONAL INSTRUMENTS**<sup>®</sup>.

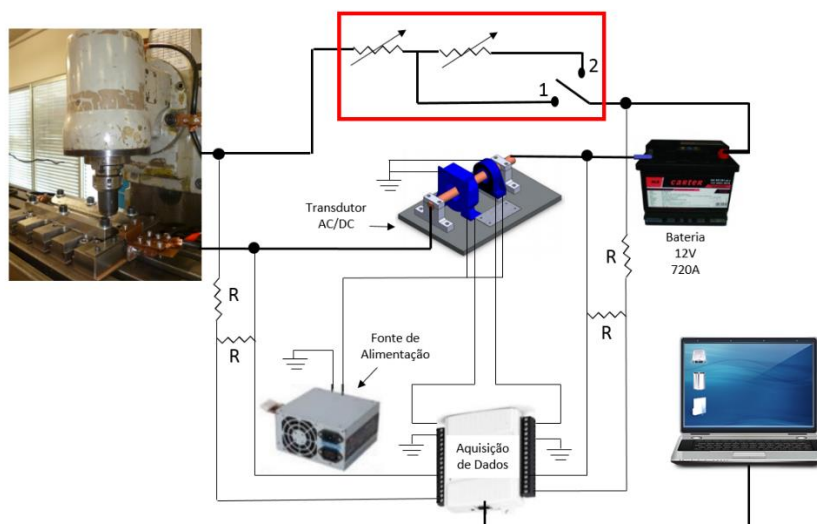


Figura 4.2 - Esquema do circuito das montagens SFLACE.

### 4.3.1. Descrição da Produção dos CIMM por SFLACE

No decorrer dos ensaios experimentais foram produzidas dezasseis amostras de CIMM, cada uma identificada com o código “#” seguido do número a que corresponde na sequência de produção, ou seja, a 7ª amostra produzida é identificada com o código #7. Os parâmetros utilizados na produção de cada amostra e algumas observações, bem como a listagem de todas as macros efetuadas, encontram-se na Tabela 8.1 no Anexo B.2. A velocidade de avanço foi o único parâmetro operatório que se manteve constante para todos os ensaios efetuados, com  $v = 71\text{mm/min}$ . A ferramenta já descrita anteriormente foi utilizada em todos os ensaios realizados e a penetração da sua base na superfície a processar, ao longo do cordão, nunca ultrapassou em profundidade a espessura útil entre a superfície da chapa e a superfície superior da fita de Ni-Ti, de maneira a não atingi-la.

#### 4.3.1.1. Etapa 1 – Ensaios Preliminares

Nestes ensaios houve a necessidade de explorar vários parâmetros operatórios para aplicar no tipo de configuração de junta usada, apesar de já haver algum trabalho realizado anteriormente [63, 65] mas com equipamento e / ou ferramenta diferentes. Esta exploração de parâmetros tinha como objetivo atingir a estabilidade do processo convencional, de modo a produzir amostras com cordões minimamente uniformes.

Nestes ensaios produziram-se amostras com as dimensões de  $100 \times 100\text{mm}$ , à exceção da amostra #1 que apresentava dimensões de  $100 \times 50\text{mm}$ . O ângulo de ataque manteve-se constante e igual a  $2^\circ$  para todos os ensaios desta etapa, tal como a montagem experimental utilizada, a SFL, e as fitas de NiTi não sofreram decapagem química. A Tabela 4.2 descreve os parâmetros utilizados em cada amostra destes ensaios preliminares.

**Tabela 4.2 - Parâmetros das amostras produzidas nos ensaios preliminares.**

Código	Velocidade de Rotação [ $\omega$ ] (rev/min)	Número de cordões efetuados	Método de Preparação das AA1100	Tipo de Fixação *
#1	1120	1	(a)	a)
#2	1120	3	(a)	b)
#3	900	3	(b)	b)
#4	900	3	(b)	b)
#5	900	3	(a)	b)

\*Tendo por base a Figura 3.3.

#### 4.3.1.2. Etapa 2 – Execução Exploratória dos Ensaios de SFLACE

Estes ensaios serviram para efetuar a transição do processo convencional para o processo híbrido. Nestes ensaios foram produzidas amostras com as dimensões de 150x100mm, à exceção da amostra #9 que apresentava dimensões de 200x100mm. No mesmo ensaio foram realizados troços com e sem corrente elétrica para mais tarde ser avaliada a influência desta nos fluxos de material e na ligação das diferentes interfaces existentes no material, garantindo com isto que estes ensaios fossem submetidos às mesmas condições de operação. Na amostra #6, #7 e #8 o cordão foi dividido em três troços: iniciou-se a soldadura, com a montagem SFL, e nos primeiros 70mm o processo ocorreu sem assistência de corrente; ao fim destes 70mm, fechou-se o circuito da montagem SFLACE, passando corrente pela ferramenta, traçando os 40mm seguintes do cordão, que se finalizou abrindo o circuito e traçando-se os últimos 30mm sem aplicação de corrente. Na amostra #9 o cordão foi dividido em três troços, em que os primeiros e últimos 67,5mm da amostra ocorreram sem aplicação de corrente elétrica e os 65mm centrais da amostra ocorreram com aplicação de corrente elétrica.

Para obtenção das temperaturas do processo foram colocados 4 termopares ao longo do comprimento das amostras #6 e #7, mas a distância a que se encontravam da linha do cordão e possíveis maus contactos com a superfície da amostra originaram valores que podem não corresponder aos reais.

Nestes ensaios foi usada como fonte de alimentação uma bateria de automóvel [~12V; 90Ah; 720A]. Com esta bateria conseguiram-se atingir valores de intensidade de corrente da ordem dos 1000 A.

A Tabela 4.3 descreve os parâmetros utilizados em cada amostra produzida nesta etapa. A velocidade de rotação e o ângulo de ataque mantiveram-se constantes, com  $\omega = 900$  rev/min e  $1,5^\circ$ . As fitas de Ni-Ti foram todas decapadas quimicamente.

As macros das amostras #7 e #8 auxiliaram na escolha, a aplicar na etapa seguinte, relacionada com o número de cordões a efetuar, sendo o fator decisivo os melhores resultados observados.

Devido aos tempos longos de exposição à passagem da corrente e ao subsequente aquecimento do circuito, com tempos de espera curtos entre os sucessivos cordões, provocou a danificação dos bornos da bateria. Isto ocorreu quando se estava a meio do ensaio do 3º cordão da amostra #9 que ficou inutilizável.

**Tabela 4.3 - Parâmetros das amostras produzidas na etapa de execução exploratória dos ensaios de SFLACE.**

Código	Número de cordões efetuados	Método de Preparação das AA1100	Tipo de Fixação *	Troços / Aplicação de Corrente Elétrica
#6	1	(c)	b)	3 / Não - Sim - Não
#7	1	(c)	b)	3 / Não - Sim - Não
#8	3	(c)	b)	3 / Não - Sim - Não
#9	3	(d)	c)	3 / Não - Sim - Não

\* Tendo por base a Figura 3.3.

#### 4.3.1.3. Etapa 3 - Ensaios da Produção dos CIMM por SFLACE

Nestes ensaios foram produzidas amostras com as dimensões de 200x100x3,46 mm. Produziram-se amostras onde se realizaram troços com e sem aplicação de corrente e outras onde se realizaram cordões sem aplicação de corrente. A Tabela 4.4 resume os parâmetros utilizados em cada amostra. A velocidade de rotação e o ângulo de ataque mantiveram-se constantes e igual a  $\omega = 710$  rev/min e  $2,5^\circ$ , à exceção da amostra #10 que apresenta valores diferentes, com  $\omega = 900$  rev/min e a passagem de  $1,5^\circ$  para  $2,5^\circ$  do primeiro cordão para os restantes. Tendo por base a Figura 3.3, o sistema de fixação utilizado em todas as amostras foi igual ao representado na Figura 3.3 c). Em termos de preparação das chapas de AA1100 foi utilizado o método **(d)** para todas as amostras. Todas as fitas de Ni-Ti sofreram decapagem química.

Devido a problemas com os sensores amperimétricos não foi possível adquirir os valores da intensidade de corrente elétrica durante os ensaios das amostras #10 e #11. De referir que foi nesta etapa que se utilizou a resistência variável de modo a controlar a quantidade de corrente que passa no circuito. Apenas para a amostra #14, após o 1º cordão, foi acrescentado ao circuito mais uma resistência variável em série.

**Tabela 4.4 - Parâmetros das amostras produzidas nos ensaios da etapa 3.**

Código	Montagem Experimental	Número de cordões efetuados	Troços / Aplicação de Corrente Elétrica
#10	SFLACE e SFL	3	3 / Não - Sim - Não (60mm - 25mm - 95mm)
#11	SFLACE e SFL	3	3 / Não - Sim - Não (60mm - 50mm - 70mm)
#12	SFLACE e SFL	3	3 / Não - Sim - Não (125mm - 30mm - 25mm)
#13	SFL	3	N.A.
#14	SFLACE e SFL	3	3 / Não - Sim - Não (115mm - 40mm - 25mm)
#15	SFL	3	N.A.
#16	SFL	3	N.A.



#### 4.3.3. Descrição de uma Amostra de CIMM

As alterações feitas aos parâmetros operatórios nas diferentes etapas de produção, culminaram no aspeto e dimensões da amostra de CIMM produzida na etapa 3, como está representado na Figura 4.3 a) e b). Nestas também se apresentam a distância entre os cordões sobrepostos e a sua sequência, bem como se destaca na Figura 4.3 a) que numa mesma amostra podem existir troços efetuados por ambos os processos.

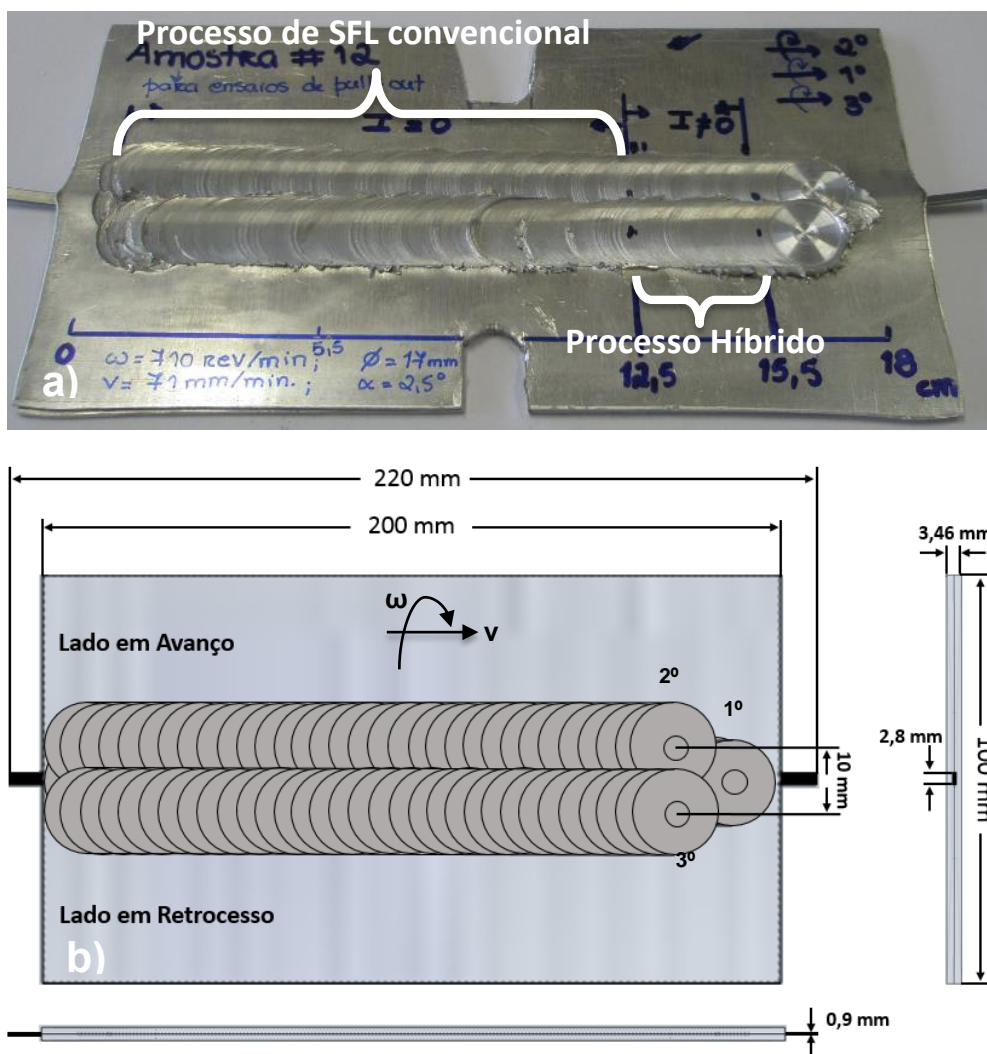


Figura 4.3 - Aspeto a) e representação esquemática com as dimensões b) do material compósito produzido ao longo do trabalho desenvolvido.

#### 4.4. Técnicas de Caracterização de Materiais

Nesta secção apresentam-se e faz-se uma pequena descrição das diversas técnicas de caracterização que foram utilizadas ao longo deste estudo. O uso destas técnicas permitiu a caracterização dos materiais de partida, o esclarecimento de aspetos resultantes do processo usado e diversas propriedades do material objeto de estudo.

#### 4.4.1. Extração, Corte e Polimento de Provete

Para cada uma das amostras produzidas retiraram-se vários provetes para posterior análise microestrutural e para tal foram extraídos provetes, com 38x15x3,46mm, perpendiculares aos cordões de soldadura como é possível observar exemplificativamente na Figura 4.4.

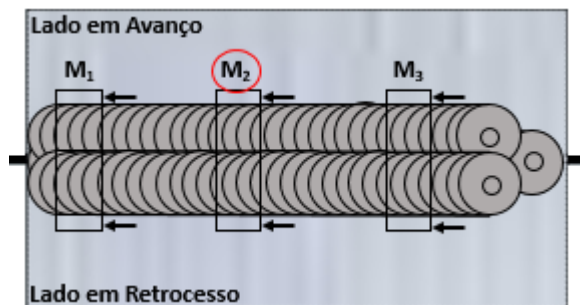


Figura 4.4 - Representação da extração de vários provetes, cada um identificado com a letra **M** de macro. O círculo vermelho identifica a macro retirada da zona onde foi aplicada corrente elétrica. As setas indicam o lado do provete que será analisado ao microscópio.

Para efetuar a extração dos provetes necessitou-se de recorrer a uma máquina de corte com precisão de modelo *Brillant 211 da ATM GmbH* equipada com um disco de carboneto de silício. Os parâmetros de corte utilizados foram: velocidade do disco = 4000 rpm e velocidade de avanço = 4 mm/min.

No decorrer do trabalho experimental foram usadas duas abordagens diferentes no que respeita ao método empregue de polimento das amostras, necessário para a preparação destas para a análise metalográfica dos vários provetes extraídos. Inicialmente, utilizou-se o método do polimento automático, tendo por base o procedimento já utilizado em [5], que era adequado para compósitos em que um dos materiais é mais dúctil que o outro. No entanto, houve a necessidade de alterar certos parâmetros permitindo um polimento mais adequado aos tipos de materiais usados (descritos na Tabela 8.2 no Anexo B3). Devido às dimensões dos provetes que derivavam das amostras com três cordões, este método teve de ser abandonado, pois o porta amostras do braço mecânico não comportava provetes dessas dimensões. Assim, foi necessário utilizar um método de polimento manual com os parâmetros que se encontram na Tabela 8.3 no Anexo B3.

#### 4.4.2. Análise Metalográfica

A análise metalográfica do material objeto de estudo foi realizada recorrendo à microscopia ótica e microscopia eletrónica de varrimento. Após a realização das soldaduras todas as amostras, à exceção da #9 e #13, foram cortadas transversalmente e extraídas amostras com corrente (quando era aplicada) e sem corrente de diferentes zonas do cordão de soldadura, montadas em resina, efetuados o desbaste, o polimento e o contraste para revelar os limites de grão e os fluxos de material resultantes do processo. A descrição mais detalhada da preparação das amostras compósitas e do material de base para a análise metalográfica encontra-se no Anexo B.3.

Todas as amostras analisadas por *SEM* e *EDS* foram primeiramente analisadas por *MO*.

#### **4.4.2.1. Microscopia ótica**

Esta técnica foi utilizada com o propósito de efetuar análises macro e micrográficas ao material objeto de estudo usando para o efeito o microscópio ótico invertido *Leica DMI 5000 M* disponível nas instalações do CENIMAT/i3N na FCT-UNL. Através do *software* que lhe é dedicado é possível o controlo de todas as suas funcionalidades permitindo fazer mapeamentos de grandes áreas das amostras e montagens em profundidade para as diferentes cotas em z.

#### **4.4.2.2. SEM e EDS**

A técnica de Microscopia Eletrónica de Varrimento (*SEM*) foi utilizada para analisar o estado da interface AA1100/NiTi presente nas amostras de CIMM produzidas. A técnica de Espetroscopia de Dispersão de Energias (*EDS*) foi utilizada para a análise da composição química (semiquantitativa) dos elementos presentes nas amostras produzidas. Para tal, foi utilizado o equipamento *ZEISS DSM 962 ESM*, disponível nas instalações do CENIMAT na FCT-UNL. As amostras analisadas foram previamente revestidas com uma camada de ouro. A análise de *SEM* foi realizada recorrendo a eletrões secundários e eletrões retrodifundidos.

#### **4.4.3. DSC**

A utilização desta técnica permitiu obter, sem aplicação de tensão, as temperaturas de transformação de fase do reforço, em aquecimento e arrefecimento, no seu estado como recebido, bem como após as modificações que lhe foram efetuadas direta e indiretamente através de tratamentos térmicos e trabalho mecânico. Para tal, foi utilizado o modelo de *DSC 204 F1 Phoenix* da *Netzsch* com recurso ao azoto líquido para atingir as baixas temperaturas durante o decorrer de cada ensaio. Este foi utilizado para arrefecer o sistema até -150°C. Em aquecimento a temperatura máxima atingida foi de 149°C. A taxa de aquecimento e arrefecimento foi de 10°C/min. A preparação da amostra para esta técnica é relativamente simples, sendo que após o corte da amostra fez-se uma decapagem química com a mesma solução e procedimento usados para a preparação das fitas de Ni-Ti mencionada na secção 4.2, depois pesou-se a amostra livre de óxidos adsorvidos à superfície e tomou-se nota desse valor que foi um dado introduzido no *software* dedicado ao equipamento utilizado.

#### **4.4.4. Análise por DRX**

##### **4.4.4.1. DRX Efetuado ao Reforço**

A análise por difração de raios X (DRX) à fita de NiTi após a etapa **(2)** foi efetuada para identificar as fases cristalinas presentes à temperatura ambiente, para servir de base de comparação com a análise por DRX efetuada ao CIMM. Para esta análise foi cortado três troços, cada um com 40mm, de uma fita de Ni-Ti e seguidamente atacados quimicamente. Estes provetes foram colocados no suporte do difratómetro com exposição convencional de  $\theta/2\theta$  (30kV ; 20mA) que se encontra nas instalações do CENIMAT na FCT-UNL.

##### **4.4.4.2. DRX Efetuado ao CIMM**

A análise por DRX efetuada ao CIMM com o intuito de identificar as fases cristalinas presentes após a sua produção, à temperatura ambiente, foi realizada nas instalações *Desy* (HEMS - High Energy

Materials Science beamline) em Petra III localizada em Hamburgo, na Alemanha. Utilizou-se um detector 2D e os testes foram realizados com um comprimento de onda de  $0.1415\text{\AA}$ . O provete, com  $100 \times 10 \times 3,46\text{ mm}$ , foi colocado na vertical (o cordão de soldadura nesta configuração encontra-se na horizontal) e o feixe foi incidido na secção transversal do provete que corresponde à espessura da amostra. Foram analisados três provetes retirados da mesma amostra, sendo cada um de uma zona específica do cordão de soldadura, ou seja, um do troço inicial sem corrente elétrica pré-aplicação desta, outro do troço onde foi aplicada corrente e o último do troço final sem corrente elétrica pós-aplicação da corrente. O tempo de exposição foi mantido entre 5 a 10 segundos e a dimensão do feixe era de  $0,1 \times 0,1\text{ mm}$ .

#### **4.4.5. Caracterização Mecânica**

A caracterização mecânica foi efetuada tanto aos materiais de partida como ao CIMM com o intuito de obter propriedades mecânicas diversas destes materiais, sendo que no caso do pull-out a sua utilização foi para determinar a força da ligação na interface do material em estudo e no caso do ensaio de vibração estudar o comportamento dinâmico do CIMM.

##### **4.4.5.1. Ensaio de Tração**

O ensaio de tração uniaxial foi realizado à fita de NiTi após o tratamento térmico e a laminagem que corresponde à etapa **(2)**, como referido anteriormente. Estes ensaios foram realizados à temperatura ambiente no equipamento da AUTOGRAPH SHIMADZU de modelo AG500Kng utilizando a célula de carga da SHIMADZU do tipo SFL-50kN AG que apresenta a capacidade total de 50kN. Este equipamento encontra-se nas instalações do CENIMAT/i3N na FCT-UNL. A velocidade do travessão escolhida para ambos os casos foi de 1mm/min. Após o tratamento dos dados obtém-se o UTS, o E, o  $\sigma_c$  e o alongamento à fratura.

##### **4.4.5.2. Ensaio de Ciclagem Mecânica**

O ensaio de ciclagem mecânica foi realizado às fitas de Ni-Ti após a etapa **(1)** e **(2)** utilizando o mesmo equipamento que foi utilizado no ensaio de tração. Foram realizados três ciclos de carga/descarga a cada amostra à velocidade de 1mm/min. Este ensaio serviu de complemento ao ensaio de DSC de modo a perceber se a deformação imposta era recuperada, tendo a possibilidade de tecer conclusões acerca da fase maioritária a que se encontra o material à temperatura ambiente.

##### **4.4.5.3. Ensaio de Dureza Vickers**

Recorreu-se ao ensaio de dureza para caracterizar o material de base no seu estado como recebido de modo a comparar-se o valor obtido com resultados encontrados na literatura para as diferentes tâmporas que as ligas de alumínio podem sofrer, correspondendo cada uma delas a uma designação. Deste modo retira-se conclusões quanto ao tipo de tâmpora que as AA1100 sofreram após o seu fabrico. Para isso foi utilizado o micro durometro modelo HM-112 da marca Mitotoyo, que se encontra nas instalações do DEMI na FCT-UNL. Para a realização das micro indentações foi utilizado uma carga de 50g com um espaçamento de 1 mm entre cada uma. Apenas uma amostra foi ensaiada.

#### 4.4.5.4. Ensaio de Vibração

O ensaio de vibração foi realizado ao CIMM com o intuito de determinar a sua capacidade de amortecimento, à temperatura ambiente ( $\approx 18^{\circ}\text{C}$ ) e a uma  $T > A_f$ , através da resposta do material, ao longo do tempo, quando este é submetido a um simples impulso inicial.

Foram testados dois provetes da amostra #15, com diferentes larguras, identificando-se como o provete grande o de dimensões de  $20 \times 3,8 \times 0,346 \text{ cm}$  e o provete pequeno o de  $20 \times 2 \times 0,346 \text{ cm}$ . O que distingue estes dois provetes é a fração volúmica do NiTi, que é menor para o provete maior. Cada um foi submetido a oito medições, sendo que quatro correspondem à determinação da frequência natural do material (sinal - amplitude em função da frequência [Hz]) e as restantes à do fator de amortecimento (método do decremento logarítmico). Cada grupo de quatro divide-se em dois grupos de duas condições de resolução diferentes, um corresponde à resolução de 0,25Hz e o outro à resolução de 0,125Hz. Dentro de cada grupo, as duas medições correspondentes são uma para realizar à condição de temperatura ambiente e a outra à de  $T > A_f$ ; para cada medição, desta última condição, aqueceu-se o material desde a temperatura ambiente até atingir os  $100^{\circ}\text{C}$ , apesar do valor de  $A_f$  ser inferior a este. No entanto, assim era garantido que a medição estava compreendida dentro do intervalo de temperaturas necessárias e que não eram adquiridos dados abaixo da  $T$  de  $A_f$ , isto porque o calor era escoado rapidamente e provocava a diminuição da temperatura do material não se conseguindo a sua estabilização.

A Figura 4.5 apresenta a montagem utilizada para a realização deste ensaio. A amostra é fixa numa das extremidades utilizando um grampo para o efeito, conferindo-lhe assim um constrangimento eficiente. Na zona inferior da extremidade livre da amostra foi acoplado um acelerómetro piezoelétrico, ligado a um equipamento de registo da resposta vibratória (*NI-USB6251*) ao qual foi também ligado o martelo *Dynapulse™* equipado também ele com um acelerómetro.

O martelo causa um impulso inicial, por impacto na amostra, sendo o sinal de resposta medido ao longo do tempo através do acelerómetro piezoelétrico. Estes dados são registados utilizando um software desenvolvido em ambiente *LabVIEW®* especialmente para o efeito. Este programa disponibiliza a magnitude e as frequências real e imaginária medidas pelo sensor piezoelétrico, e a amplitude medida pelo acelerómetro do martelo. De modo a se ter informação em tempo real da temperatura do provete a cada instante, foram adicionados à montagem do ensaio dois termopares tipo-k colocados cada um nas extremidades do provete. Um perto do acelerómetro (zona inferior do provete) e outro perto do grampo (zona superior do provete).



Figura 4.5 - Montagem experimental para o ensaio de vibrações.

#### **4.4.5.5. Ensaio de Flexão**

O ensaio de flexão a três pontos foi realizado a três provetes de amostras CIMM em que dois apresentavam as mesmas dimensões (110x32x3,46mm), sendo o terceiro o mesmo provete usado nos ensaios de vibração (110x20x3,46mm). Foi utilizado o mesmo equipamento que no ensaio de tração, no entanto, foi retirada a garra de baixo para colocar a montagem deste ensaio. As amostras foram limadas na zona do cordão de soldadura e foram ensaiadas com uma velocidade de compressão de 1mm/min com um espaçamento entre os dois pontos de apoio inferiores de 55mm.

#### **4.4.5.6. Ensaio de *Pull-Out***

O ensaio de *pull-out* é um ensaio característicos dos materiais compósitos. A sua realização serve para determinar a força da ligação ao nível da interface entre a matriz e o reforço quando solicitados por uma força uniaxial de tração. No entanto, este ensaio distingue-se por uma das garras puxar apenas o reforço e a outra puxar apenas pela matriz de modo a desembainhar o reforço de dentro da matriz por escorregamento da interface. Para este ensaio recorreu-se novamente ao mesmo equipamento utilizado no ensaio de tração. As amostras foram ensaiadas a uma velocidade de 1mm/min.

## Capítulo 5 – Apresentação e Discussão dos Resultados

### 5.1. Simulação Analítica

A utilização de um modelo analítico simples possibilitou estimar o aumento da temperatura no material devido exclusivamente ao calor gerado por efeito de Joule, sem considerar o calor gerado por atrito inerente ao processo. Este modelo baseia-se na Equação fundamental da calorimetria e tem por base as seguintes simplificações: 1) O aumento da temperatura devido ao efeito de Joule ocorre sob condições adiabáticas, ou seja, são desprezadas as perdas de calor com o meio envolvente; 2) O processo ocorre em regime estacionário; 3) a passagem para o material de toda a corrente elétrica  $I$  [A] que foi no circuito é feita apenas através do diâmetro do *shoulder* que corresponde, neste tipo de configuração de junta sobreposta, a um diâmetro equivalente do *shoulder*.

Tendo presentes estas três simplificações anteriormente descritas, considera-se que todo o calor gerado por efeito de Joule, é responsável pelo aumento da temperatura no volume que se encontra abaixo da área do *shoulder*. Como uma das simplificações é considerar que o volume ocupado pela passagem da corrente é feita num material homogêneo, e no caso do estudo apresentado nesta dissertação existem dois tipos de materiais com resistividades elétricas muito diferentes na zona por onde flui a corrente, considera-se o diâmetro equivalente do *shoulder*, que corresponde ao diâmetro real do *shoulder* retirando-lhe a área que a fita de Ni-Ti ocupa neste volume.

A Equação 5.1 [64] exprime o aumento da temperatura no material apenas devido ao efeito de Joule provocado pela passagem de corrente elétrica.

$$\Delta T = \frac{16}{\pi^2} \frac{\rho_e}{\rho \cdot C_p} \frac{1}{v} \frac{1}{\phi_{eq}^3} I^2 \quad (5.1)$$

sendo:

$$\text{Parâmetros referentes ao material} \begin{cases} \rho_e - \text{Resistividade elétrica} \\ \rho - \text{Densidade} \\ C_p - \text{Calor Específico} \end{cases};$$

Parâmetro referente à SFL:  $v$  - Velocidade de avanço da ferramenta;

Parâmetro geométrico da ferramenta:  $\phi_{eq}$  - Diâmetro equivalente do *shoulder*;

Parâmetro elétrico:  $I$  - Intensidade de corrente elétrica.

Analisando a Equação 5.1, relativamente à geometria do *shoulder*, quanto menor for o seu diâmetro, maior será a temperatura alcançada no material. Outra conclusão retirada desta mesma Equação é o facto de o aumento da temperatura ser tanto maior quanto menor for a velocidade de avanço linear da ferramenta e maior a intensidade de corrente que atravessa o material.

Para a obtenção dos resultados foi necessário usar as propriedades da liga de alumínio da série 1100 e da fita de NiTi-N, tanto na fase Martensítica como na Austenítica, que se apresentam na Tabela 5.1.

**Tabela 5.1 - Propriedades da liga de alumínio da série 1100 e da fita de NiTi-N quando se encontra Austenítica ou Martensítica [14] [67].**

Material	$\rho$ [Kg/m <sup>3</sup> ]	$\sigma_e$ [%IACS]	$C_p$ [J/Kg.°C]	$T_{fusão}$ [°C]
AA1100	2710	57	900	643 - 655
NiTi-N [Martensite]	6045	3,448	322	1310
NiTi-N [Austenite]	6045	1,703	322	1310

Os valores do diâmetro equivalente do *shoulder* e o intervalo de valores de intensidade de corrente utilizado para esta simulação, foram escolhidos de acordo com os que foram usados durante os ensaios experimentais nas diferentes amostras produzidas.

Nesta simulação teve-se em conta, à *posteriori* da Equação 5.1, a diminuição da condutividade elétrica ( $\sigma_e$ ) com o aumento da temperatura, para o caso do alumínio, uma vez que teoricamente para uma temperatura de 300°C (aproximadamente a temperatura envolvida no processo convencional de SFL) a condutividade deste material cai para cerca de 25%IACS, aproximadamente metade do valor que apresenta à temperatura ambiente. Deste modo, no modelo considerou-se o dobro do valor da resistividade elétrica teórica. Outro fator multiplicativo que também foi tido em conta no modelo, relativamente à resistividade elétrica do alumínio, é a existência de quatro resistências de contacto, devido à configuração do material compósito entre: a ferramenta e a superfície do alumínio (resistência de contacto variável devido ao movimento rotacional da ferramenta); a chapa superior e a zona superior do reforço; a zona inferior do reforço e a chapa inferior; e a chapa inferior e a base de suporte. Portanto, tomou-se em consideração que o valor de cada resistência de contacto é igual à resistividade do material, ou seja, corresponde a quatro vezes o valor da resistividade elétrica do material à temperatura ambiente.

No Gráfico 5.1 apresentam-se os resultados da simulação analítica realizada, evidenciando o aumento da temperatura em função da corrente imposta para os diferentes materiais considerados e apresentados na Tabela 5.1. Neste Gráfico a velocidade e o diâmetro equivalente do *shoulder* foram considerados constantes, com  $v = 71 \text{ mm/min}$  e  $\phi_{eq} = 15,11 \text{ mm}$ .

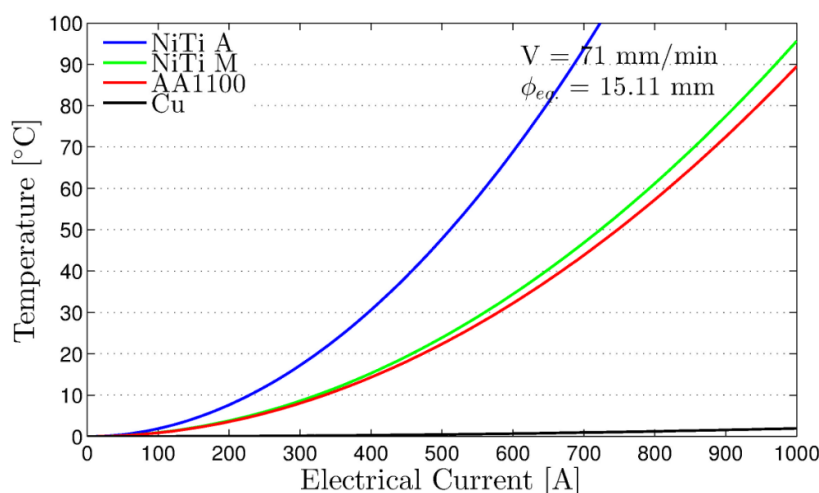


Gráfico 5.1 - Curvas do aumento de temperatura em função da corrente para os materiais utilizados durante o processo de SFLACE.



No caso do AA1100, os resultados apresentados no Gráfico são muito baixos. Por exemplo, no caso de se impor uma corrente de 600A o incremento de temperatura no material, devido apenas ao calor gerado por efeito de joule, é cerca de 30°C. E se considerarmos o máximo da corrente, 1000 A, o incremento de temperatura não é mais que 90°C. Ora, estes resultados comparados com a experiência sensorial que se foi ganhando no decorrer dos ensaios do processo de SFLACE, diz-nos que estes resultados estão um pouco desfasados da realidade, ou seja, durante os ensaios o circuito elétrico que é constituído praticamente por componentes de cobre (muito bom condutor elétrico), aquecia atingindo temperaturas da ordem dos 70 - 80°C e portanto, sendo um circuito fechado, a temperatura do material não pode fugir muito a esta realidade. Assim sendo, é espectável que para uma corrente de 600 A o incremento de temperatura obtido para o AA1100 seja da ordem dos 50°C.

Perante estes resultados, é de sublinhar que este modelo constituí uma aproximação muito simplista relativamente à realidade, isto porque há condições e fatores que não são tomados em conta, e por isso mesmo é normal que os valores simulados estejam um pouco abaixo do que se verifica experimentalmente. Pode-se, portanto, afirmar que este modelo apenas pretende ser uma aproximação grosseira à realidade, mas que mostra que os materiais em questão nunca vão atingir o ponto de fusão mesmo com o máximo de corrente aplicada.

## 5.2. Simulação Numérica

Simultaneamente com o modelo analítico descrito anteriormente, foi desenvolvida uma simulação numérica com elementos finitos a fim de conhecer a distribuição da densidade de corrente na ferramenta, nas chapas de alumínio e na base de suporte. Para o efeito foi usado o *software CST studio suit* de acordo com o modelo geométrico exibido na Figura 5.1. Este modelo é constituído pela ferramenta sem pino, apenas pelas chapas de alumínio, a fita de Ni-Ti (azul escuro), e pela base de suporte. A ferramenta com a sua geometria circular é constituída por um volume de material com as propriedades do aço (cinzento), que permitem a passagem da corrente pelo diâmetro do *shoulder* até à superfície das chapas de alumínio. As chapas a soldar são constituídas por um volume de material com as propriedades elétricas da liga de alumínio da série 1100 recozido (AA1100-O) (azul claro). A base é constituída por um volume de material com as propriedades elétricas do aço (cinzento) e um volume encastrado no seu centro com as propriedades elétricas do cobre (laranja).

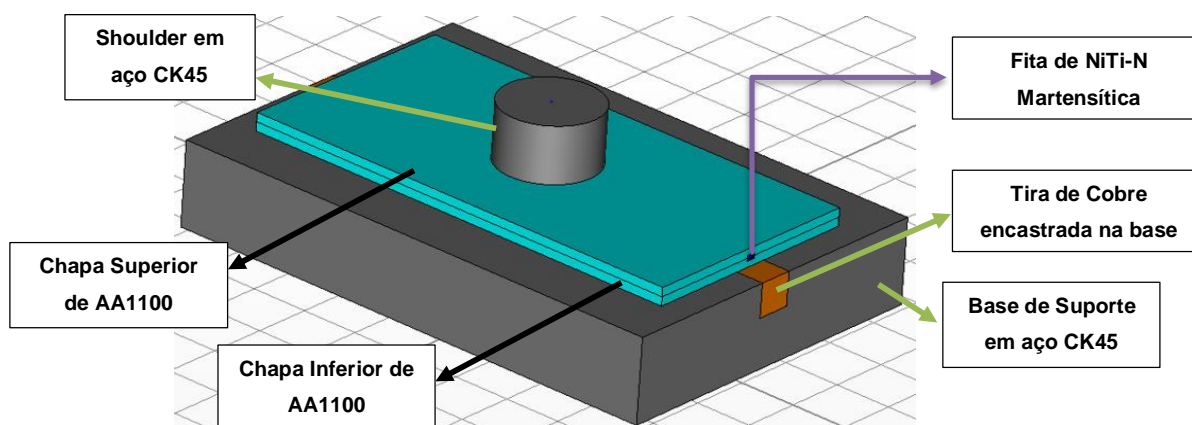


Figura 5.1 - Modelo geométrico criado para a simulação.

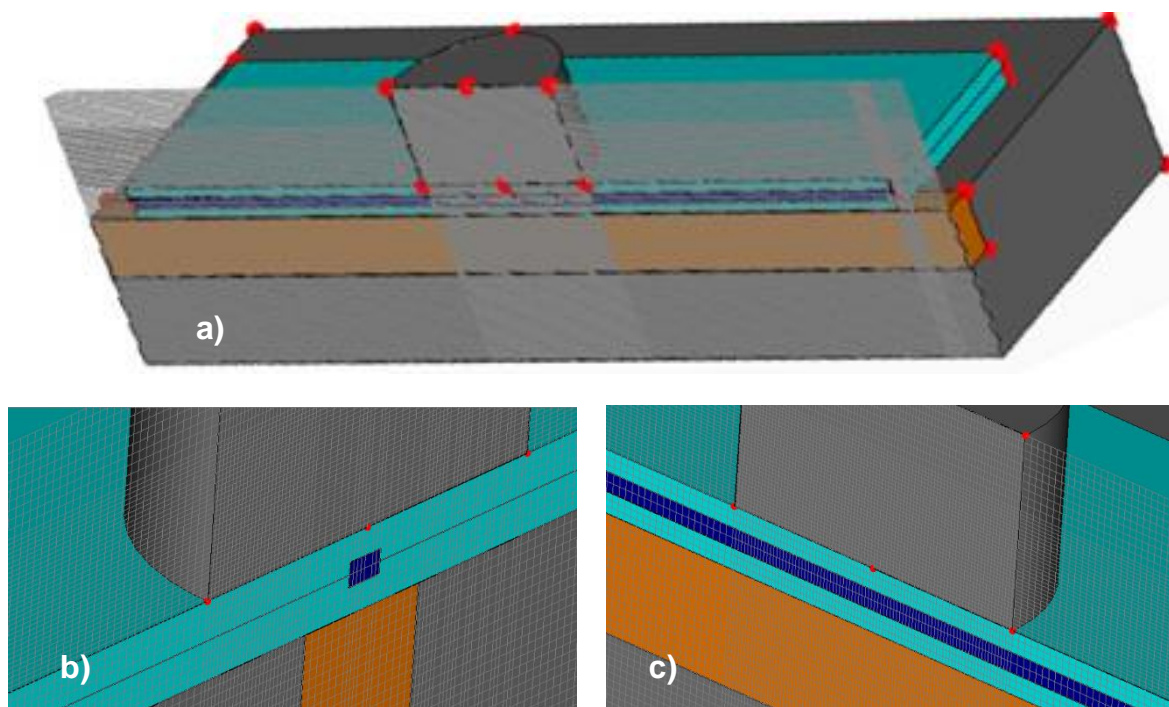


Figura 5.2 - Elementos de malha do modelo geométrico a) Vista em corte da malha, ao longo do comprimento da amostra (corte longitudinal); b) Promenor da malha na vista em corte transversal; c) Promenor da malha na vista em corte longitudinal.

Neste modelo criado usou-se cerca de 4.651.920 elementos de malha hexaédricos. Na Figura 5.2 a) apresentam-se os elementos de malha criados para esta simulação, com um refinamento na malha na zona do *shoulder* por onde passa a corrente, e em profundidade na área abaixo do diâmetro da ferramenta, tanto para a vista em corte transversal do modelo como na vista em corte longitudinal (Figura 5.2 b) e c)). Este refinamento permite uma melhor análise dos fenómenos obtidos nestas zonas.

A Figura 5.3 apresenta uma perspetiva geral da distribuição da densidade de corrente que passa pela montagem durante o processo de SFLACE. Observa-se que a maior densidade de corrente é confinada à fita de cobre, para onde escoar no sentido de  $-y$ , que é onde fecha o circuito, vinda do *shoulder*, atravessando em profundidade o material. Contudo, o esquema mostra que há uma distribuição pelos restantes materiais da montagem, não estando confinada única e exclusivamente à área abaixo do diâmetro do *shoulder*, no sentido de  $-z$ . Outro resultado importante, que se pode observar nesta Figura, é o facto da densidade de corrente elétrica na zona da retaguarda do *shoulder* (sentido de  $y$ ) corresponder somente a cerca de 7,5% da densidade que atravessa o *shoulder* e incide no material.

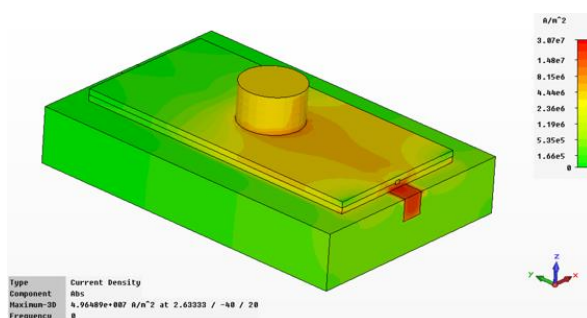


Figura 5.3 - Representação de perspetiva geral da distribuição da densidade de corrente elétrica que passa pela montagem.

A partir da análise da densidade de corrente, segundo um corte transversal da montagem, através de um código de cores (apresentado nas Figuras 5.4 a) e b)), pode-se observar que a fita de NiTi comporta-se quase como um isolante elétrico, pois apresenta densidades de corrente muito baixas comparativamente com os restantes elementos. A densidade de corrente na chapa de alumínio superior apresenta-se em toda a região ocupada pelo diâmetro do *shoulder*, afunilando na direção da fita de cobre. Nas zonas exteriores ao alcance do diâmetro do *shoulder* observam-se densidades de corrente baixas, mas ainda assim superiores às presentes na fita de NiTi.

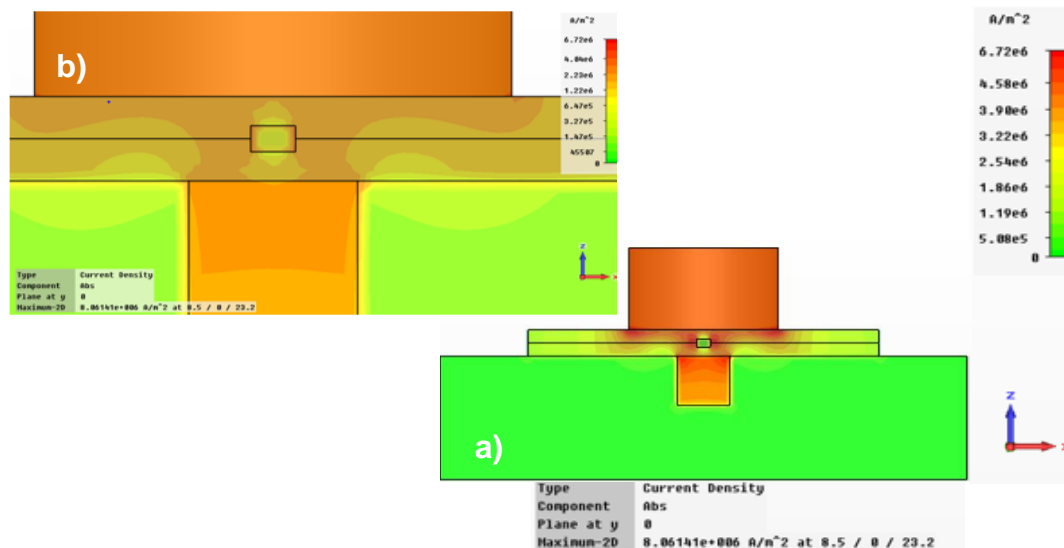


Figura 5.4 - Representação da distribuição da densidade de corrente na montagem segundo um corte transversal da montagem (a) e pormenor da densidade de corrente entre o *shoulder* e a fita de cobre embutida na mesa de suporte (b).

A partir do campo vetorial do fluxo de corrente, presente nas Figuras 5.5 a) e b), pode-se observar que esta percorre todo o diâmetro do *shoulder*, ocorrendo o seu escoamento pelo alumínio e seguidamente pela fita de cobre no sentido de  $-y$ . É possível constatar que ocorre um desvio do fluxo da corrente devido à presença da fita de NiTi por ser um elemento muito resistivo, comparativamente aos elementos adjacentes, como já observado nas Figuras 5.4 a) e b).

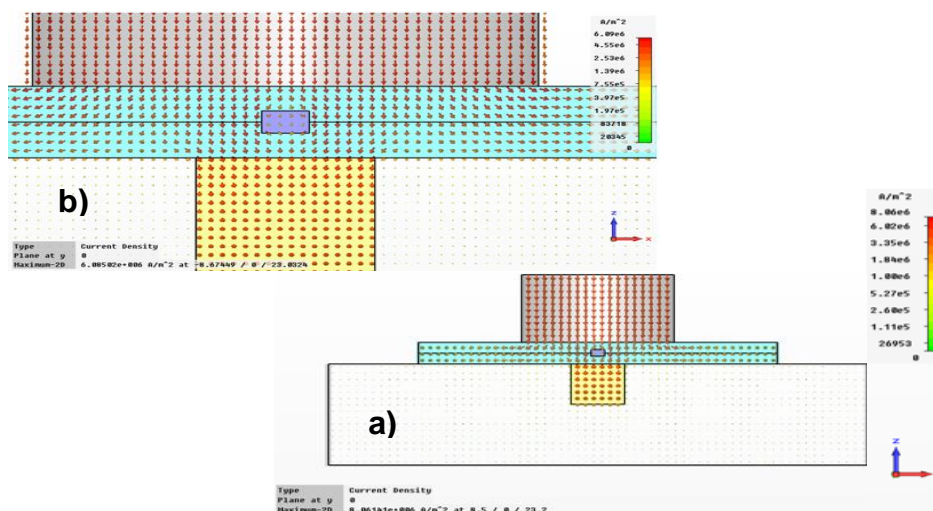


Figura 5.5 - Representação do fluxo da corrente segundo um corte transversal da montagem (a) e pormenor da zona central da montagem (b).

A Figura 5.6 a) apresenta a distribuição da densidade de corrente segundo um corte longitudinal da montagem experimental. Observa-se que a corrente após atravessar o *shoulder* flui na direção do fecho do circuito através da fita de cobre, direção essa que corresponde à direção de avanço da ferramenta durante o processo. A Figura 5.6 b) apresenta o fluxo da corrente no campo vetorial, no mesmo esquema, onde se confirma a afirmação anterior.

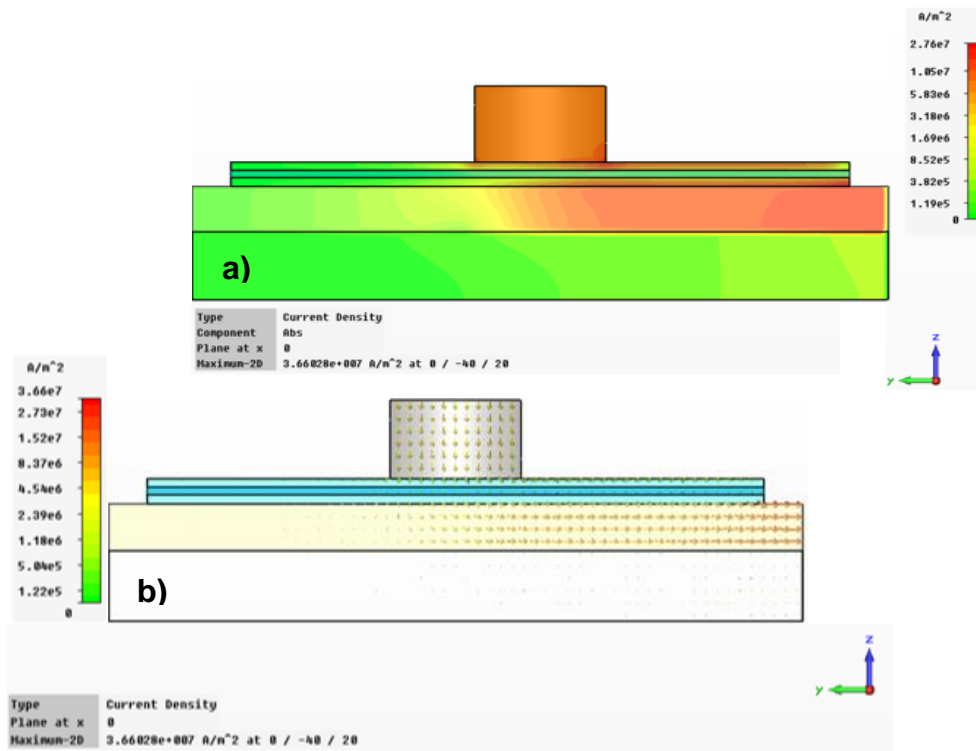


Figura 5.6 - Representação da distribuição da densidade de corrente na montagem (a) e do fluxo da corrente (b) ambas segundo um corte longitudinal da montagem.

As Figuras 8.1 a), b) e c), que se encontram no Anexo C.1, representam o comportamento da distribuição da densidade de corrente às diferentes cotas no sentido  $-z$  da montagem, correspondendo, respetivamente, à zona superior, intermédia (entre as chapas) e inferior. Observa-se o afunilamento em profundidade já observado nas Figuras 5.4 a) e b). A Figura 8.1 d) apresenta o campo vetorial do fluxo da corrente na montagem segundo a vista de topo, observando-se o já mencionado sentido de escoamento da densidade de corrente.

Esta simulação permitiu perceber não só o comportamento da corrente elétrica durante o processo como também o seu percurso preferencial.

### 5.3. Etapa 1 - Ensaios Preliminares

Nesta etapa, os resultados obtidos, nas cinco amostras produzidas pelo processo convencional SFL, não foram suficientemente satisfatórios, uma vez que em nenhum dos ensaios se obteve soldaduras uniformes, como pode ser verificado na Figura 5.7. Nesta Figura não é apresentada a amostra #2, por não ter sido efetuado o registo fotográfico da mesma.

Todas as considerações a tecer sobre as amostras produzidas nesta etapa, terão apenas como base a inspeção visual dos cordões de soldadura efetuados, uma vez que não foi possível efetuar a análise metalográfica, que no caso das amostras #1 e #3 deveu-se aos fracos resultados obtidos e no caso



das amostras #4 e #5 a problemas que ocorreram durante a preparação das amostras para a técnica de MO.

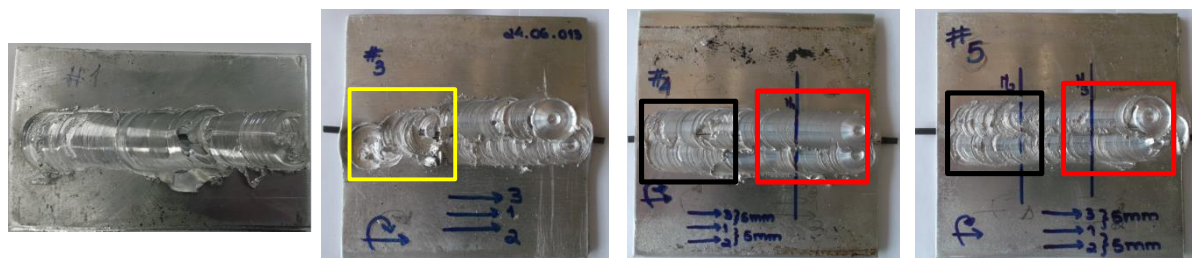


Figura 5.7 - Registos fotográficos das amostras produzidas, #1, #3, #4 e #5, nos ensaios preliminares.

Na amostra #1, verifica-se que houve arranque excessivo de material na zona do cordão de soldadura. Este resultado está relacionado com o facto da largura seleccionada de 50mm para esta amostra ter-se revelado insuficiente e do sistema de fixação utilizado não se ter mostrado eficiente quanto ao constrangimento da amostra, provocando assim a instabilidade do ensaio, tendo-se observado o empeno do material durante o seu processamento. Este resultado motivou a alteração das dimensões das amostras seguintes para 100x100mm e do sistema de fixação.

No ensaio da amostra #3, diminuiu-se a velocidade de rotação para 900rev/min mantendo-se a velocidade de avanço de 71mm/min. Ao efetuar o primeiro cordão, a força axial exercida pela ferramenta na amostra, na fase inicial do ensaio identificada amarelo na Figura 5.7, provocou uma penetração do *shoulder* que se revelou excessiva e consequentemente motivou a instabilidade do processo nessa zona do cordão, pelo que foi necessário após essa fase corrigir a força axial exercida. Tendo em conta que o equipamento utilizado não efetua ensaios com controlo de força axial, cabe ao operador corrigir manualmente a posição em z da amostra, aliviando ou intensificando a força axial que nela é exercida pela ferramenta. Assim, o 2º e 3º cordão foram iniciados fora da zona de instabilidade do 1º cordão. Apesar de os resultados destes últimos terem-se mostrado um pouco melhores que o primeiro, não se mostraram satisfatórios.

A alteração do parâmetro da velocidade de rotação da ferramenta de 1120rev/min para 900rev/min só mostrou resultados coerentes nos ensaios das amostras #4 e #5. Observa-se, que apesar dos cordões de soldadura não se mostrarem homogêneos ao longo da sua extensão, existem zonas que estão identificadas a vermelho na Figura 5.7, que revelam soldaduras uniformes, que podem ter resultado de uma força axial adequada para que ocorresse a correta mistura e consolidação do material. Este resultado também pode estar relacionado com o aumento da temperatura no decorrer do processo, uma vez que o processo estabilizou na fase final dos ensaios, em que o aumento da temperatura do material a processar facilita a sua mistura. No entanto, nas zonas identificadas a preto na Figura 5.7, os cordões mostram várias zonas onde não ocorreu uma correta mistura e consequentemente uma má consolidação do material, resultando nos defeitos presentes, que podem ter sido provocados pela força axial reduzida exercida nessas zonas.

Em todos os ensaios das amostras realizadas nesta etapa verificou-se a produção excessiva de apara, sendo que este defeito está relacionado com a limitação de controlar a força axial.

Esta etapa foi importante, na medida em que se experimentaram parâmetros operatórios, que se revelaram muito dependentes da força axial exercida pela ferramenta e do operador, sendo que a primeira não é controlável automaticamente e exige uma grande experiência por parte do mesmo, no equipamento utilizado. Na amostra #1 obteve-se uma soldadura de fraca qualidade que aquando da extração dos provetes das diferentes zonas do cordão, verificou-se a não ocorrência de ligação entre as chapas de AA1100 superior e inferior. Nas amostras #4 e #5, os provetes extraídos das zonas identificadas a vermelho, macroscopicamente, aparentavam ter ligação entre as chapas de alumínio, não podendo tecer quaisquer conclusões quanto à efetividade desta constatação por não ter sido possível realizar a análise microscópica destes provetes. No caso da amostra #5, no provete extraído da zona identificada a preto, constatou-se que não havia ocorrido ligação. Estes resultados, correspondentes à ausência de ligação obtida em determinadas zonas do cordão, pode estar seriamente relacionada com a presença de óxidos adsorvidos na superfície interior das chapas de AA1100 devido ao tipo de preparação prévio que sofreram. Esta questão está também patente no NiTi por não ter sido decapado quimicamente após o seu tratamento térmico.

Estes resultados indicaram que os parâmetros operatórios escolhidos não foram apropriados, pelo menos para o processo convencional, tendo presente a condicionante do equipamento não facultar os valores de força axial exercida pela ferramenta na amostra ao longo do cordão efetuado.

## **5.4. Etapa 2 - Execução Exploratória dos Ensaios de SFLACE**

### **5.4.1. Inspeção Visual**

Após a produção das amostras #6 e #8 não foram efetuados os seus registos fotográficos, pelo que não é possível tecer considerações quanto ao aspeto visual dos cordões de soldadura efetuados. No entanto, na secção 5.4.2 serão discutidos os resultados da análise metalográfica efetuada aos provetes extraídos apenas à amostra #8. A intensidade de corrente média registada durante o ensaio da amostra #6 foi cerca de 930 A. Na amostra #8 esta foi cerca de 900 A, 840 A e 830 A, para os três cordões efetuados, correspondendo ao passo central, ao passo do lado em retrocesso e ao passo do lado em avanço, respetivamente. Os Gráficos destes valores de intensidade de corrente e das diferenças de potencial aos terminais da bateria e da ferramenta, das respetivas amostras, bem como das temperaturas presentes durante o ensaio da amostra #6, condensados no Gráfico 8.3, 8.4 e 8.5, encontram-se disponíveis no Anexo C.2.

No entanto, o cordão de soldadura do ensaio da amostra #7 foi registado e encontra-se exposto na Figura 5.8 a), onde também é assinalada a disposição e localização dos termopares que foram usados no registo da temperatura durante este ensaio. Nas Figuras 5.8 b) e c) encontram-se os Gráficos obtidos dos parâmetros elétricos usados nesta amostra. Nesta foi feita uma passagem de corrente com uma intensidade média de aproximadamente 940 A, possível de identificar no Gráfico da Figura 5.8 b).

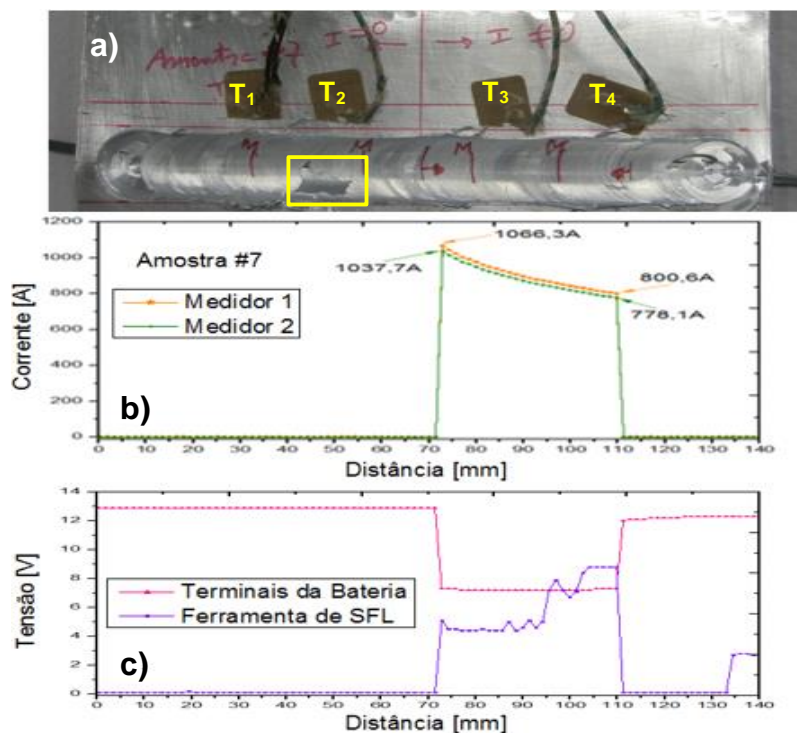


Figura 5.8 - a) Cordão de soldadura resultante do ensaio de produção da amostra #7 e indicação da disposição e localização dos termopares usados para o registo da temperatura durante o ensaio; b) Gráfico da corrente medida à passagem dos dois sensores amperimétricos; c) Gráfico da tensão aos terminais da bateria e da ferramenta do processo.

Analisando a Figura 5.8 a) é possível observar que o cordão de soldadura encontra-se estável ao longo de todo o seu comprimento, à exceção da zona que está identificada a amarelo onde se observa um defeito.

Visualmente, ao longo do cordão de soldadura, não se observam diferenças significativas entre as zonas com e sem passagem de corrente. No entanto, houve uma melhoria clara no aspeto visual do cordão de soldadura deste ensaio, comparativamente com os produzidos na etapa anterior. Esta melhoria pode estar relacionada com a alteração no valor do ângulo de ataque da ferramenta de 2° para 1,5°, que se revelou mais adequado para as velocidades de avanço linear e rotação usadas, em comparação com as amostras #4 e #5.

Os resultados do registo de temperaturas encontram-se apresentados no Gráfico 5.2.

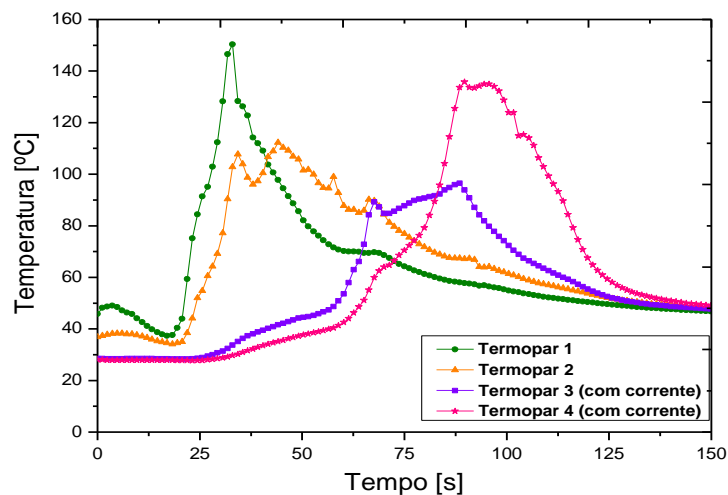


Gráfico 5.2 - Gráfico das temperaturas obtidas no ensaio da amostra #7.

O primeiro aspeto que se identifica nos resultados exibidos no Gráfico 5.2 é o facto da gama de temperaturas registadas no ensaio da amostra #7 estar longe do que era esperado, tendo em conta a gama de temperaturas na zona do *Nugget*, entre 393 - 593°C (considerando a temperatura de fusão do AA1100 igual a 655°C [14]) que é descrita na literatura para o processo convencional de SFL. No entanto, apesar do alumínio ser um bom condutor térmico, este resultado pode estar relacionado com a distância a que os termopares se encontram do cordão de soldadura e ainda por estarem colocados na superfície do material. Em relação aos valores adquiridos pelos termopares 2 e 3 serem relativamente inferiores aos registados nos termopares 1 e 4, pode-se estar perante um problema de mau contacto destes com a superfície do material, remetendo para uma situação de fraco constrangimento por parte do sistema de fixação. Outro aspeto importante de salientar é o facto das temperaturas registadas nas zonas com ( $T_3$  e  $T_4$ ) e sem ( $T_1$  e  $T_2$ ) corrente não apresentarem grandes diferenças. Isto não significa que a passagem da corrente elétrica pelo material não esteja a produzir o efeito esperado, no entanto, a localização dos termopares (Figura 5.8 a)) não é a mais correta para avaliar esta questão, uma vez que a temperatura resultante do calor gerado por efeito de Joule é sentida maioritariamente na zona inferior da amostra devido ao percurso que a corrente elétrica toma no circuito fechado pela base de suporte.

Na amostra #9 ocorreram problemas relacionados com a fonte de alimentação quando estava a ser efetuado o último cordão deste ensaio. Assim sendo, não se efetuou qualquer ensaio de caracterização desta amostra. A intensidade de corrente média registada foi cerca de 940 A, 940 A e 935 A, para os três cordões efetuados, correspondendo ao passo central, ao passo do lado em retrocesso e ao passo do lado em avanço, respetivamente.

Mais uma vez, verifica-se a produção excessiva de apara no decorrer dos ensaios, tal como ocorrido na etapa anterior.

Globalmente, verifica-se que a alteração dos parâmetros operatórios efetuada nesta etapa, comparativamente à etapa anterior, produziu uma melhoria do aspeto dos cordões de soldadura efetuados, mostrando que foi benéfica essa alteração de parâmetros, ajudando à maior estabilidade do processo.

#### **5.4.2. Análise Metalográfica**

De uma forma geral a análise metalográfica efetuada às amostras #7 e #8 evidenciam diferenças entre os provetes retirados das regiões com e sem passagem de corrente.

No Anexo C.3. encontram-se as macros e micrografias das secções transversais dos provetes das diferentes regiões destas amostras. As Figuras 8.2 e 8.3 correspondem à amostra #7 na região sem e com passagem de corrente, respetivamente, e o mesmo para as Figuras 8.4 e 8.5 correspondendo estas à amostra #8.

Analisando as Figuras 8.2 e 8.3, observa-se claramente uma melhoria do fluxo visco-plástico no caso do provete com passagem de corrente, o que provocou a diminuição da presença de alinhamento de óxidos. A passagem de corrente que ocorreu nesta região da amostra #7 produziu o aumento localizado da temperatura do alumínio e consequentemente da sua ductilidade, que por ação imposta pelo movimento e força da ferramenta, promove uma boa mistura nas zonas da interface entre chapas quebrando a camada de óxido pré-existente em quase toda a extensão da ZTMA. Esta zona está



identificada e corresponde à zona mais escura (castanha escura) da Figura 8.3 a) onde ocorreu um refinamento e recristalização do grão. No entanto, também se pode observar na Figura 8.3 a), e em pormenor na f) e g), faltas de preenchimento de material na matriz (vazios), mais pronunciada na lateral do reforço do lado em avanço. A presença destes vazios localizados na zona da interface entre a matriz e o reforço sugere que a presença da fita de Ni-Ti comporta-se como um obstáculo ao fluxo visco-plástico do material da matriz. Assim, na parte inferior do reforço o que pode ter ocorrido é simplesmente uma deformação plástica do material devido à força de compressão sentida por parte da ferramenta sem que ocorra mistura do material. Isto porque, em princípio, nesta zona o material é afetado pelo calor gerado pela passagem de corrente mas não pelo movimento rotativo da ferramenta.

As zonas onde se encontrem a presença de óxidos (alinhamento de óxidos), constituem zonas de início à propagação de fissuras o que deteriora as propriedades mecânicas do material. Por fim pela Figura 8.3 a), comparativamente com a Figura 8.2 a), percebe-se que ocorreu uma maior penetração da ferramenta na matriz que é mais uma das consequências benéficas da passagem de corrente ao longo da espessura do material.

No caso da amostra #8, comparando os resultados da análise metalográfica dos dois provetes presentes nas Figuras 8.4 e 8.5, observa-se que a melhoria por parte da passagem da corrente não ocorre ao nível do aumento do fluxo visco-plástico, para eliminar ou diminuir o alinhamento de óxidos, mas sim quanto à diminuição dos vazios nas zonas da interface entre a matriz e o reforço. No entanto, apesar do calor gerado por efeito de Joule provocar um fluxo visco-plástico do material pouco eficiente relativamente à capacidade de quebrar os óxidos nas interfaces das chapas, tanto no lado em avanço como em retrocesso, este foi claramente suficiente para promover o preenchimento eficaz das zonas ao redor do reforço provocando um melhor embebedimento deste por parte da matriz.

A comparação entre os resultados da análise metalográfica dos provetes com e sem passagem de corrente de ambas as amostras em questão, foram o único fator decisório na escolha da opção que traria melhores resultados relativamente à condição do número de passagens efetuadas durante os ensaios para a etapa seguinte. A escolha recaiu nas três passagens, devido aos resultados dos provetes analisados da amostra #8, terem se mostrados mais constantes seguindo um padrão de repetição, enquanto que na amostra #7 isto não se verificava.

Estes resultados de um modo geral foram satisfatórios, considerando que foram os primeiros ensaios onde se utilizou a variante SFLACE, e que apesar de nunca ter sido aplicada para uma configuração de junta sobreposta, e portanto não havia uma base experimental onde assentasse a escolha de uns parâmetros operatórios otimizados, os que foram usados reproduziram resultados que apontaram melhorias importantes nos provetes onde ocorreu a aplicação de corrente. Relativamente à ligação ao nível da interface não é possível tecer grandes comentários, uma vez que a resolução do equipamento não permite retirar nenhuma conclusão concreta e por existir um desnível entre o alumínio e o NiTi que dificulta a visualização, pois este último, provoca efeito de sombra por estar sobressaído.

### **5.5. Etapa 3 - Ensaios da Produção dos CIMM por SFLACE**

Ao contrário das etapas anteriores, na etapa 3 foram produzidas todas as amostras que foram submetidas às várias técnicas de caracterização, já descritas previamente, com o intuito de conhecer o máximo de propriedades possíveis do CIMM. Como algumas amostras foram submetidas a várias

técnicas de caracterização, de maneira a clarificar esta situação, apresenta-se a Tabela 5.2 que indica qual ou quais as amostras testadas em cada uma das técnicas usadas.

**Tabela 5.2 - Resumo das amostras testadas em cada técnica efetuada.**

	Caracterização Microestrutural			Caracterização Mecânica e Dinâmica		
	MO	SEM e EDS	DRX	Ensaio de Pull-Out	Ensaio de Flexão	Ensaio de Vibração
<b>Amostra</b>	#10; #11; #12; #14; #15; #16	#14	#10	#12; #13; #14; #16	#13; #15; #16	#15

### 5.5.1. Inspeção Visual

Na Figura 5.9 encontram-se representados os registos fotográficos de todas as amostras produzidas nesta etapa, onde estão assinaladas as zonas com e sem aplicação de corrente elétrica nas produzidas pelo processo SFLACE. Observa-se que os resultados foram satisfatórios em termos do aspeto visual e estabilidade dos cordões efetuados para a maioria das amostras. No entanto, na amostra #10 e #11, no 3º cordão de ambas, encontram-se defeitos distintos assinalados a amarelo. Na amostra #10, encontram-se assinalados defeitos conhecidos como vazios, podendo a sua ocorrência derivar da alteração do ângulo de ataque da ferramenta para 2,5°, que mostra não ser adequado para o rácio ( $\omega/v$ ) que se usou neste ensaio. Consequentemente, no ensaio da amostra #11 procedeu-se à alteração da velocidade de rotação para 710 rev/min, alterando assim o rácio ( $\omega/v$ ), provocando melhoria nos resultados. O defeito assinalado na amostra #11 deve-se à aplicação de uma força axial insuficiente o que provocou uma má consolidação do material nessa zona. Na amostra #13 a ferramenta foi removida da superfície da amostra após ter-se parado o ensaio, ou seja, o material já tinha solidificado aquando da extração da ferramenta, o que provocou a sua deformação e arranque na zona identificada a vermelho.

Na Tabela 5.3 apresentam-se resumidas as intensidades de corrente médias para cada cordão efetuado nas amostras #12 e #14.

**Tabela 5.3 - Intensidades de corrente elétrica médias para cada cordão efetuado nos ensaios das amostras #12 e #14, com recurso a uma resistência variável.**

Intensidades de Corrente Elétrica Média [A]					
Amostra #12			Amostra #14		
1º Cordão	2º Cordão	3º Cordão	1º Cordão	2º Cordão	3º Cordão
630	620	625	630	390	410

Tendo em conta os resultados apresentados na Tabela 5.3, para amostra #12 e para o 1º cordão da amostra #14, verifica-se que a intensidade de corrente diminuiu para cerca de 630 A, comparativamente com os cerca de 900 A registados na etapa 2, devido à presença da resistência variável (varão de Ti) acrescentada ao circuito, diminuindo a densidade de corrente. No 2º e 3º cordões da amostra #14

verifica-se novamente uma diminuição dos valores da intensidade de corrente, por ter-se utilizado duas resistências variáveis em série.

Em todas as amostras onde foi feita aplicação de corrente, visualmente não se verificam diferenças entre as zonas com e sem passagem de corrente.

## **5.5.2. Caracterização Microestrutural**

### **5.5.2.1. Análise Metalográfica**

Apresentam-se nas Figuras 5.10 e 5.11 as macro e micrografias resultantes da análise metalográfica efetuada aos provetes da amostra #10, de uma zona com e sem passagem de corrente, respetivamente. Observa-se uma maior presença de alinhamento de óxidos no provete sem corrente, tanto no lado em avanço como em retrocesso. Isto pode estar relacionado com o facto de as temperaturas envolvidas no processo não terem sido suficientes para promover um fluxo de material que permitisse uma boa mistura e consequente dispersão dos óxidos pré-existentes na interface entre as chapas de alumínio. No entanto, a passagem de corrente resultou num incremento da temperatura no material, aumentando o fluxo-viscoplástico, aquando da passagem da ferramenta, permitindo uma maior dispersão dos óxidos.

No que respeita à interface matriz-reforço, observa-se que existem zonas com falta de preenchimento de material (vazios) em ambos os provetes, mas estas são maiores no provete sem corrente. Nas Figuras 5.10 d) e 5.11 c) são visíveis as diferentes dimensões dos vazios em questão. No entanto, no caso do provete com corrente, na zona inferior do reforço, observa-se um vazio que se prolonga por quase toda essa zona (Figura 5.10 a) e f)).

Na Figura 5.10 a) ainda é visível um buraco na superfície do provete, que foi provocado pelo arranque de material nessa zona por parte da ferramenta. Isto originou uma quantidade insuficiente de material nessa zona e provocou o vazio presente na Figura 5.10.c).

Nas Figuras 5.12 e 5.13 apresentam-se somente as macros resultantes da análise metalográfica efetuada aos provetes da amostra #14, com e sem passagem de corrente, respetivamente. Não são observadas diferenças notórias entre estes dois provetes no que respeita a presença de alinhamento de óxidos na interface das chapas de alumínio e a presença de vazios ao nível da interface matriz-reforço. Observa-se em ambos os provetes que o fluxo gerado não foi suficiente para dispersar eficazmente os óxidos pré-existentes, apesar de no lado em avanço do provete com corrente haver uma ligeira melhoria, o que promoveu um deslocamento do alinhamento de óxidos, provocando a sua dispersão pontual. Quanto ao embebimento do reforço pela matriz, tanto no provete sem corrente como no com corrente, pode observar-se que não há indícios de existência de vazios ao longo de quase toda a interface, à exceção da lateral do NiTi do lado em avanço. Devido à resolução do equipamento e ainda à existência de um desnível entre o alumínio e o NiTi a visualização da interface entre os constituintes não é possível pelo que não se pode aferir quanto à ligação entre estes. Estes dois provetes foram caracterizados por *SEM*.

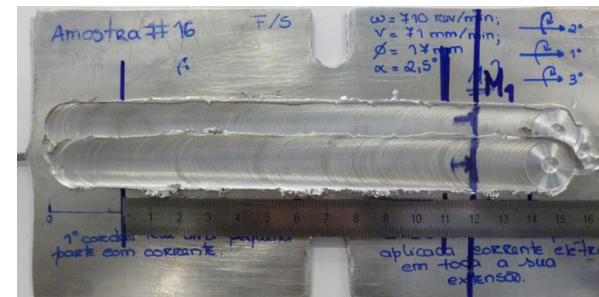
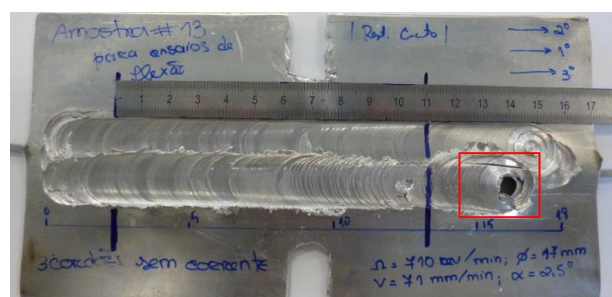
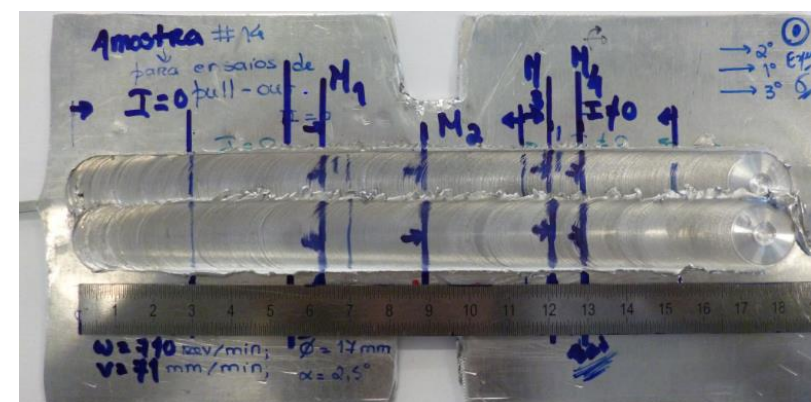
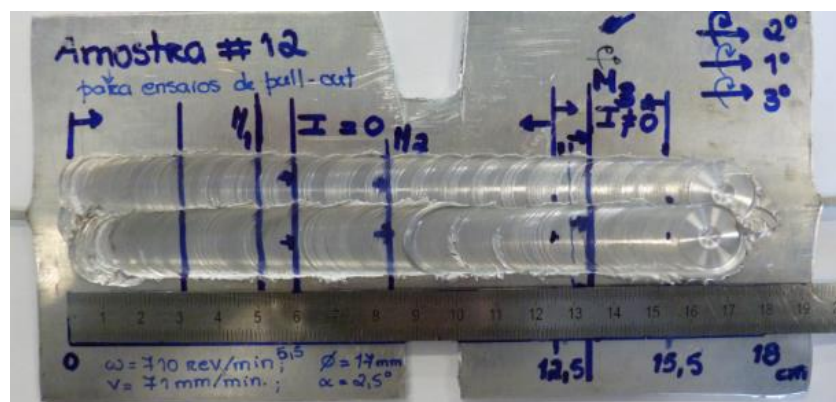
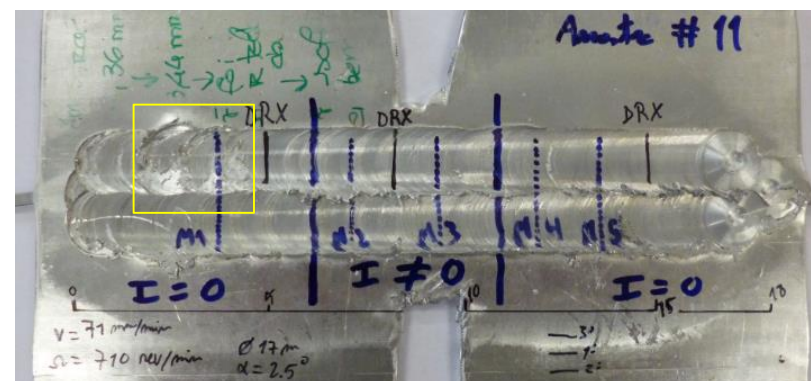
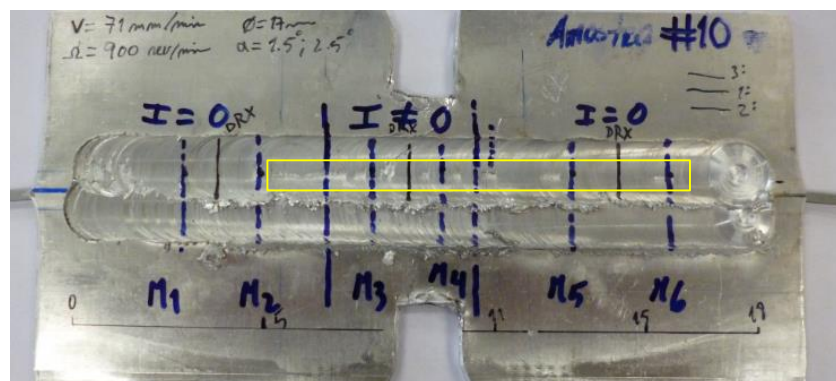


Figura 5.9 - Registos fotográficos das amostras produzidas na etapa 3, com a indicação do local escolhido para retirar os provetes para MO e para DRX. Os ensaios das amostras #10, #11, #12 e #14 ocorreram com aplicação de corrente e esses locais estão identificados, ao contrário das restantes (#13, #15 e #16).



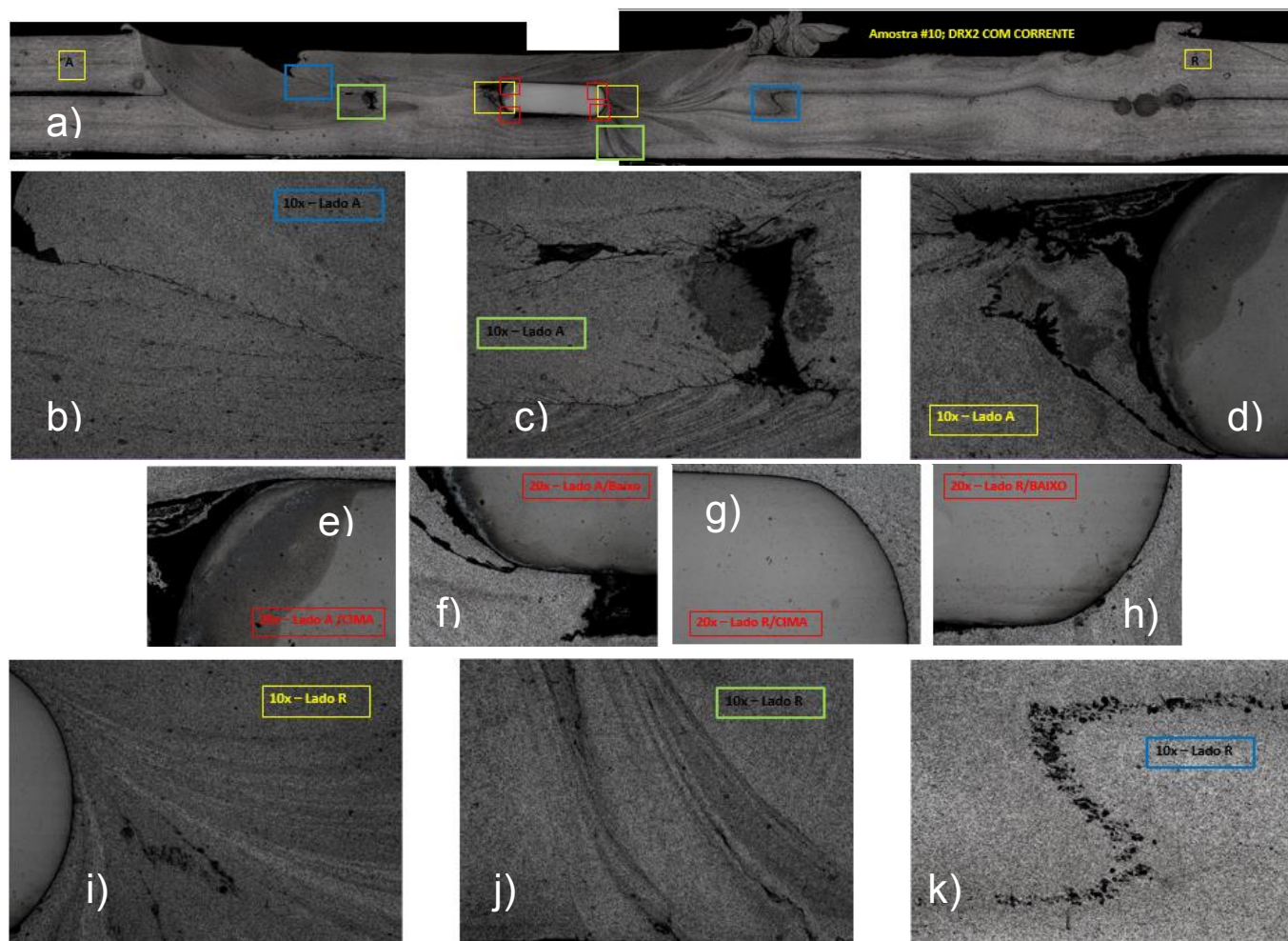


Figura 5.10 - Macro e micrografias resultantes da análise por MO ao provete DRX2 da amostra #10.

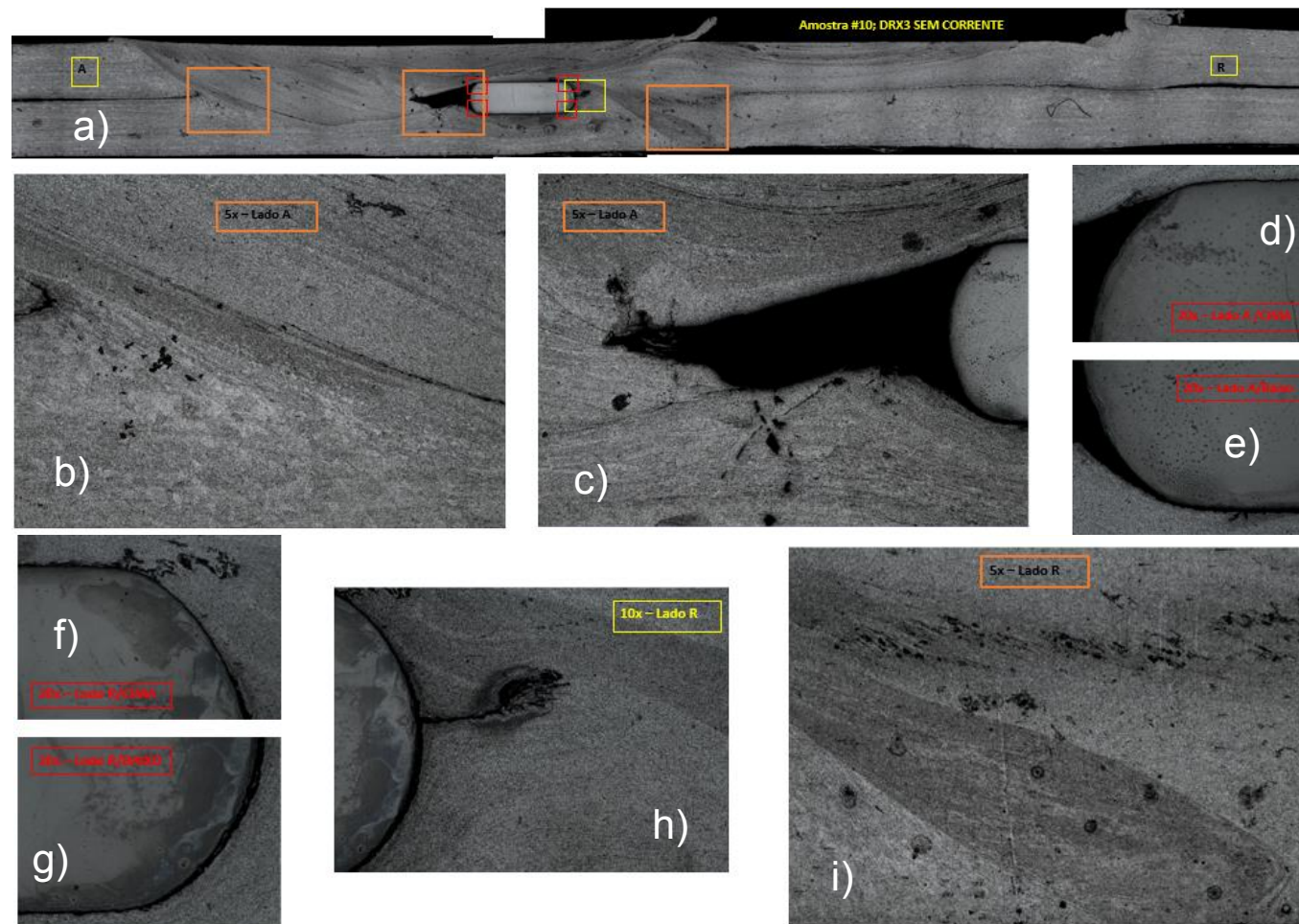


Figura 5.11 - Macro e micrografias resultantes da análise por MO ao provete DRX3 da amostra #10.

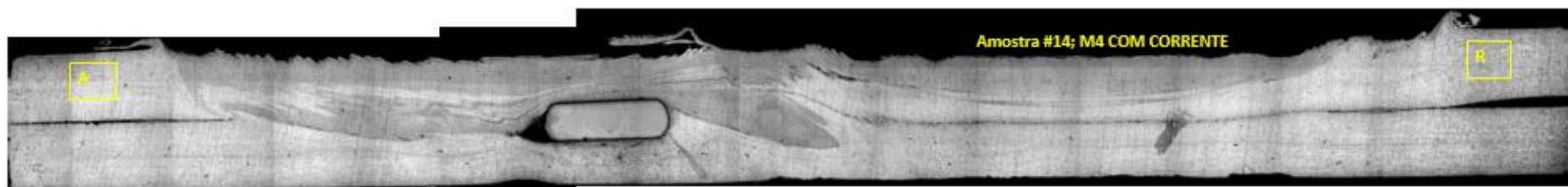


Figura 5.12 - Macrografias resultantes da análise de MO para o provete M4 da amostra #14 com corrente.

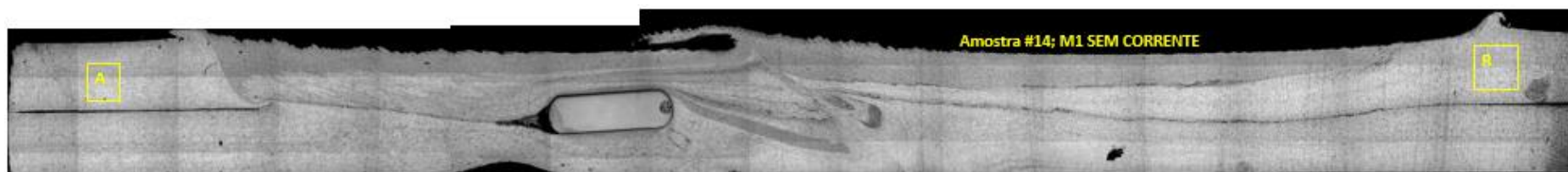


Figura 5.13 - Macrografias resultantes da análise de MO para o provete M1 da amostra #14 sem corrente.

A variação de parâmetros operatórios entre as amostras #8, #10 e #14 mostraram que se obtiveram maiores fluxos, e consequente menor presença de alinhamento de óxidos para a amostra #10 (900rpm; 2.5°; <1000 A devido à presença de uma resistência variável no circuito). Conclui-se também que o embebimento do reforço pela matriz é melhor no provete sem corrente da amostra #10, em relação aos provetes sem corrente das restantes amostras. Contudo, o provete com corrente da amostra #8 é o que apresenta o melhor embebimento do NiTi pelo alumínio

#### 5.5.2.2. SEM e EDS

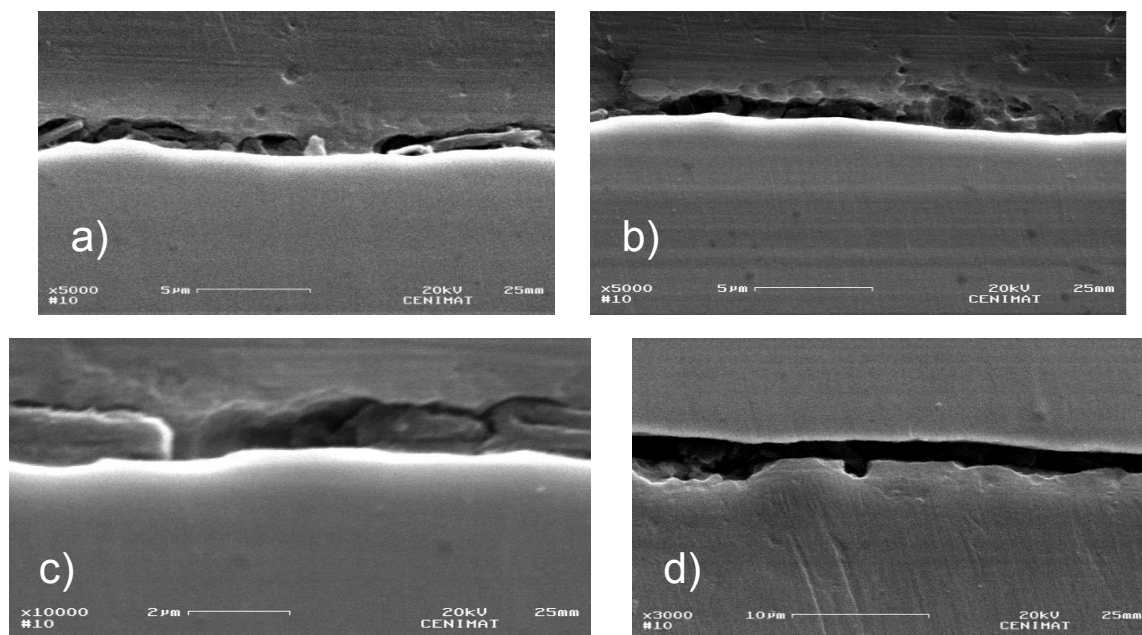


Figura 5.14 - Imagens, captadas com o detetor de eletrões secundários, do provete  $M_1$  sem corrente, da amostra #14, de diferentes zonas da interface entre a matriz e o reforço. a), b) e c) mostram diferentes zonas da interface superior e d) mostra uma zona da interface inferior.

As propriedades dos MC estão dependentes do estado das interfaces, essencialmente no que diz respeito ao papel que desempenham no processo de transferência de carga entre os seus constituintes. Assim, as várias interfaces do CIMM foram analisadas por SEM, utilizando dois provetes de diferentes zonas do cordão de soldadura da amostra #14. A Figura 5.14 apresenta as interfaces do provete  $M_1$  da amostra #14, que corresponde a uma zona do cordão onde não ocorreu passagem de corrente.

Os resultados deste provete sugerem que na zona superior do reforço, como mostra as Figuras 5.14 a) e b), podemos estar perante uma interface do tipo sólido-sólido (alumínio-NiTi) descontínua, com a existência pontual de ligações de natureza física entre a matriz e o reforço, não se podendo aferir e reportar estas mesmas conclusões para resoluções à escala atômica, uma vez que se está limitado à resolução de 5 μm. Estes pontos de ligação estão intercalados por zonas com falta de preenchimento de material processado dando origem a vazios e promovendo assim uma interface do tipo sólido-gás (alumínio-ar). Estes vazios sugerem que, ou o calor gerado por fricção não foi suficiente para promover na matriz um fluxo visco-plástico razoável para conseguir uma molhagem perfeita do reforço e garantir uma boa interface com ligação entre os constituintes, ou ocorreram destacamentos do alumínio devido à fissura que se propaga paralelamente à interface mas ao longo da matriz, como mostra a Figura 5.14 c). Ainda nas três primeiras imagens da Figura 5.14, observam-se partículas alojadas nas zonas onde



não ocorreu ligação, que podem ser provenientes de destacamentos de alumínio que por ação do polimento foram arrastadas para outras zonas do material acabando por se alojar nestes vazios, ou ainda partículas de diamante provenientes do material abrasivo utilizado durante o polimento. Relativamente à Figura 5.14 d), correspondente à zona inferior do reforço, observa-se claramente que não ocorreu ligação entre os constituintes do CIMM. Em todas as imagens presentes na Figura 5.14 está patente um desnível entre a matriz e o reforço devido à erosão provocada pelo polimento, que afeta mais o alumínio por ser mais dúctil, deixando o NiTi sobressaído em relação a este. Isto provoca o efeito de sombra dificultando a visibilidade da interface. Este aspeto é ainda mais notório nas observações ao microscópio ótico, como já referido e exibido anteriormente.

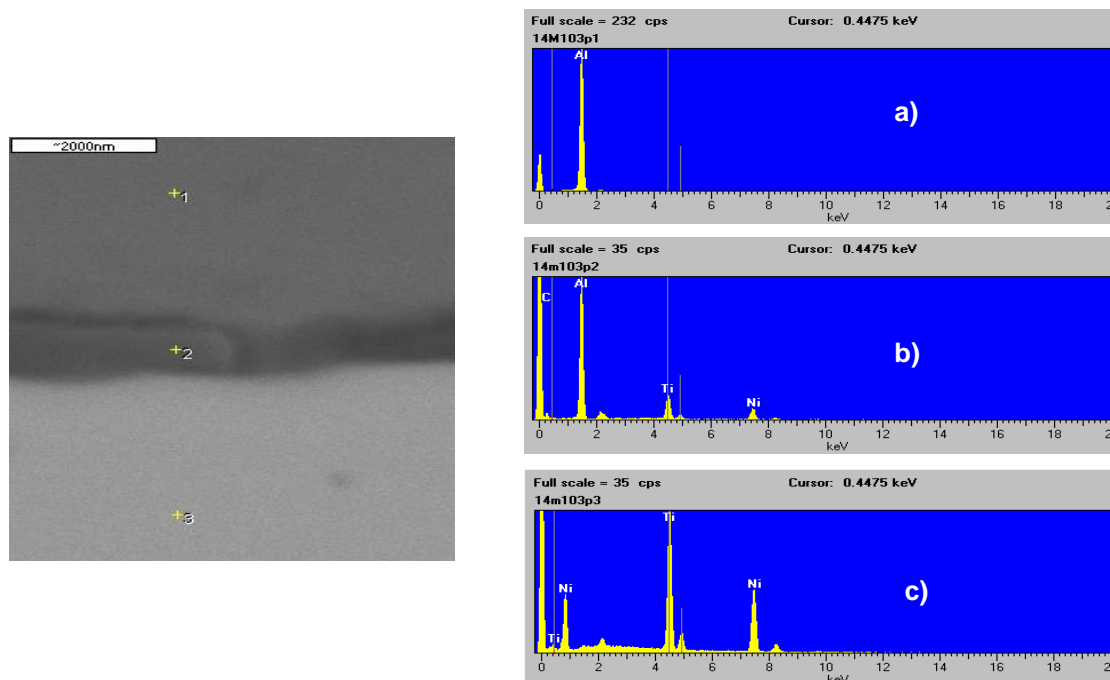


Figura 5.15 - Representação da localização dos três pontos onde se efetuou a análise de EDS. Análise realizada numa imagem de *backscattering*. O ponto 1 encontra-se na matriz, o ponto 2 na interface e o ponto 3 no reforço. a), b) e c), correspondem aos resultados dos pontos 1, 2 e 3, respetivamente.

A análise de EDS foi feita na zona apresentada pela Figura 5.14 c), como mostra a Figura 5.15, onde se identifica os três pontos escolhidos e os respetivos resultados da análise semi-quantitativa dos elementos presentes no CIMM, que é realizado num raio de 2 $\mu$ m a partir de cada ponto.

Os resultados presentes na Figura 5.15 a) e c) mostram que para as localizações respetivas desses pontos encontram-se os elementos esperados, uma vez que na matriz (Figura 5.15 a)) o único elemento detetado, tendo em conta a resolução do aparelho, foi o alumínio, e no reforço (Figura 5.15 c)) o níquel e o titânio que são os elementos base da liga Ni-Ti. No entanto, em relação ao resultado apresentado na Figura 5.15 b), em que o ponto se encontra na zona da interface, os elementos presentes são o alumínio, o níquel, o titânio e o carbono. Uma vez que a resolução do equipamento é de 2 $\mu$ m e a região de transição entre os constituintes do MC é menor que este valor, e ainda com base na imagem de *backscattering*, pensa-se que a presença dos elementos alumínio, níquel e titânio sejam uma consequência da área analisada apanhar a região da matriz e do reforço, respetivamente, deixando um pouco de lado a hipótese da presença de precipitados e consequentemente de uma ligação de natureza química pela formação de produtos reacionais com a migração de elementos de ambos os constituintes

do material. O elemento carbono é claramente uma confirmação da presença de partículas de diamante provenientes do polimento do provete, que estão alojadas na zona da interface, como mencionado anteriormente. Na análise de *EDS* não foi detetada a presença de oxigénio nestas três zonas, e em particular na zona da interface, o que significa que nesta área analisada não se tem presente a alumina.

A Figura 5.16 apresenta as interfaces do provete M<sub>4</sub> da amostra #14, que corresponde a uma zona do cordão onde ocorreu passagem de corrente.

Os resultados apresentados na Figura 5.16 a), b) e c) mostram uma interface sem descontinuidades na zona superior do reforço e, tendo em conta a limitação da resolução das imagens, estas não mostram vazios nestas zonas. Pelo contrário estamos perante um caso de boa adesão entre a matriz e o reforço, que sugere uma ligação de natureza física. No entanto, não é possível deixar de mencionar a fissura presente na matriz perto da interface, que se prelonga paralelamente a esta e que muito provavelmente influenciará negativamente as propriedades do CIMM, impedindo que ocorra uma transferência de carga eficaz, pois quebra a ligação entre a matriz e o reforço. A incidência desta fissura na matriz, tanto na amostra sem corrente como na amostra com corrente, pode estar relacionada com a diferença entre os coeficientes de dilatação do alumínio e do NiTi. Isto é, devido ao arrefecimento rápido que ocorre após a passagem da ferramenta, são geradas localmente forças no material que apresenta maior coeficiente de dilatação, que neste caso corresponde ao alumínio (matriz). Quando essas forças ultrapassam o valor da tensão de cedência do material, este não consegue recuperar a deformação (dilatação do material) e ocorre uma fissura local. Se este for o motivo destas fissuras, como se pensa, é necessário que ocorra um arrefecimento controlado da amostra imediatamente após a passagem da ferramenta para promover uma relaxação de tensões. Na zona superior do reforço, é bastante visível na Figura 5.16 c) a acumulação de algumas partículas, que podem provir de pequenos destacamentos por parte do alumínio ou partículas de diamante provenientes do polimento.

Nas Figuras 5.16 d) e e) correspondentes à zona inferior do reforço, existe claramente zonas com falta de preenchimento de material (vazios), mas aparentemente com alguns pontos de ancoragem e também zonas com a presença de óxidos (alumina).

Observa-se, na Figura 5.16 f) correspondente à zona lateral do lado em retrocesso do reforço, a inexistência de ligação entre a matriz e o reforço. Também é visível, pela Figura 5.16 g), onde se recorreu a eletrões retrodifundidos, uma zona mais escura na interface que pode corresponder à presença de um óxido (alumina) ou a vazios. Mais um vez, está patente o desnível entre a matriz e o reforço como já tinha sido mencionado na amostra anterior.

Portanto, a análise de *SEM* foi realizada a dois provetes provenientes da mesma amostra, de modo a garantir que os provetes escolhidos para analisar tinham sido submetidos aos mesmos parâmetros operatórios, deixando sempre a ressalva que a força axial é um parâmetro importante no processo e não é controlável no equipamento utilizado. Deste modo os resultados são passíveis de ser comparados. A diferença entre estes dois provetes está patente na aplicação ou não de corrente elétrica, e portanto no calor gerado e consequente aumento de temperatura da matriz que aumenta o fluxo visco-plástico.

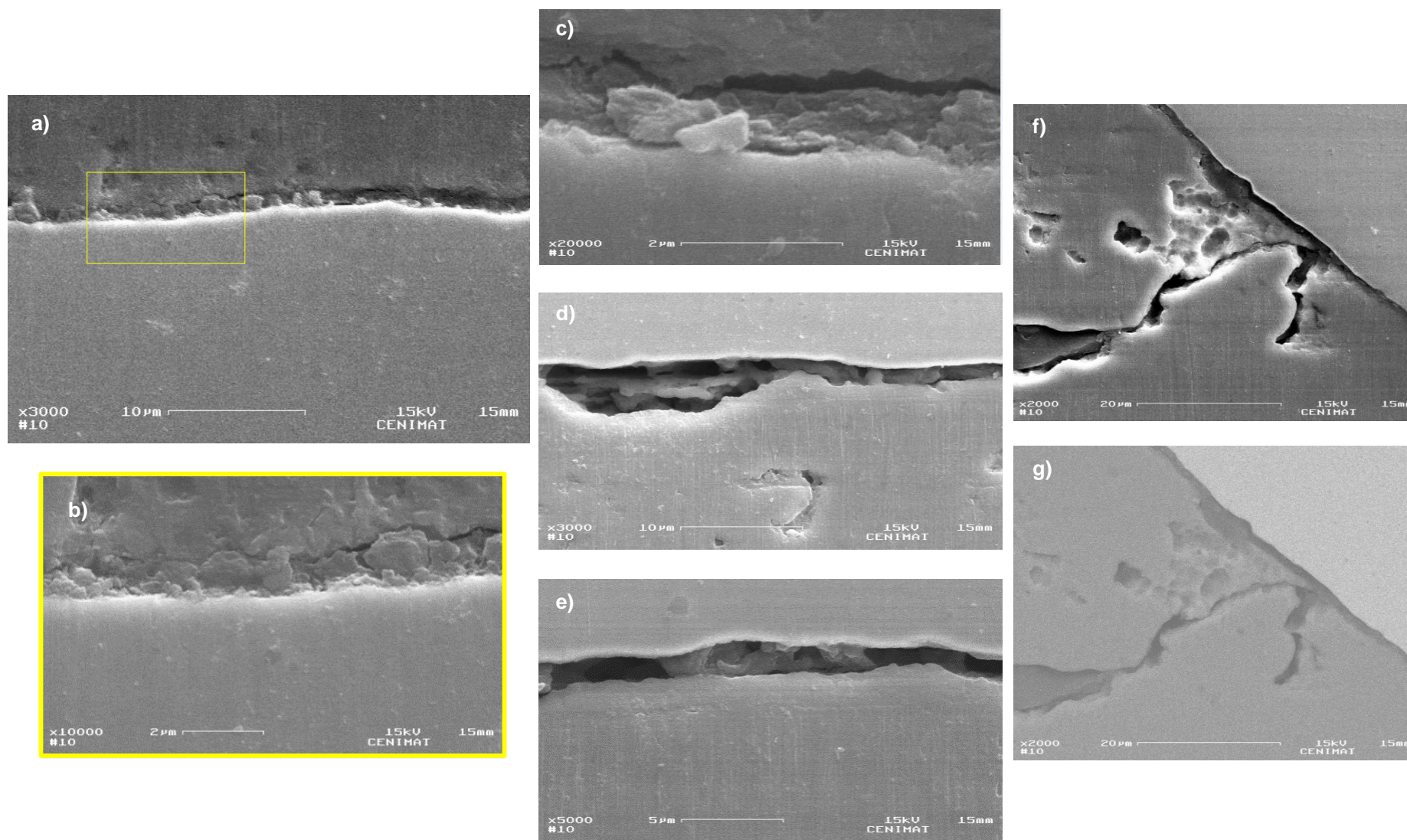


Figura 5.16 - Imagens de *SEM* do provete  $M_4$  com corrente, da amostra #14, de diferentes zonas da interface entre a matriz e o reforço. As imagens a), b) e c) correspondem às zonas superiores do reforço, sendo b) um promenor da a); d) e e) correspondem às zonas inferiores do reforço; f) corresponde à zona lateral do reforço do lado em retrocesso. Imagens captadas com o detetor de eletrões secundários. g) corresponde a f) mas captada com eletrões retrodifundidos.

Esta análise demonstrou que a formação de uma interface sólido-sólido com uma ligação de natureza física, ocorre em maior extensão para a amostra com corrente. No entanto, esta apresenta uma fissura ao longo da extensão da interface localizada na matriz, podendo retirar as melhorias da boa interface apresentada. Na amostra sem corrente estão presentes ligações efetivas entre a matriz e o reforço, embora muito pontuais, sem que haja uma descontinuidade devido à presença da fissura. Também para a zona inferior do reforço, a amostra com corrente foi a que apresentou melhores resultados devido à presença de pontos de ancoragem, que não se verificam em momento algum na amostra sem corrente. Isto remete-nos para uma conclusão importante: O incremento de temperatura correspondente unicamente à aplicação de corrente, apesar de ser inferior a 50°C para uma corrente máxima aplicada na amostra de 600A, considerando a simulação analítica, revelou-se suficiente para promover um aumento do fluxo visco-plástico provocando a formação de uma interface coerente com uma boa adesão entre os constituintes do CIMM.

### 5.5.2.3. DRX

Os resultados da análise por DRX efetuada a três provetes, identificados como DRX1, DRX2 e DRX3, pertencentes à amostra #10, correspondem à região do cordão de pré aplicação de corrente, à região onde ocorreu a passagem de corrente elétrica e à região sem corrente após aplicação desta, respetivamente. Estes resultados encontram-se condensados na Figura 5.17, onde se apresentam os respetivos difratogramas dos três provetes e a sua identificação através dos picos característicos. Na mesma figura são também identificados os picos das fases cristalinas presentes na composição do CIMM.

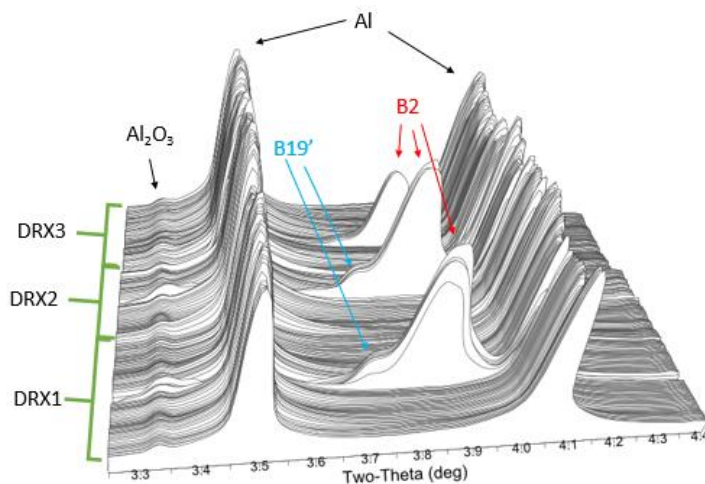


Figura 5.17 - Difratogramas de DRX dos provetes DRX1, DRX2 e DRX3 da amostra #10.

A análise estrutural das amostras analisadas revela a presença de alumina na matriz para além de alumínio. A presença de alumina era esperada uma vez que na análise por MO identificam-se alinhamentos de óxidos no seio da matriz de alumínio, derivados do óxido adsorvido na superfície das chapas durante a sua preparação. Relativamente às fases presentes na região do NiTi, os difratogramas revelam a presença das fases auténítica e martensítica. Entre os resultados dos provetes DRX1 e DRX2 não se observam diferenças estruturais, no entanto o resultado do provete DRX3 revela uma alteração estrutural do NiTi, em que praticamente o pico característico da martensite

desaparece. Esta alteração estrutural pode estar associada ao calor gerado pela passagem de corrente que involuntariamente pode ter provocado um tratamento térmico da fita de NiTi no troço correspondente ao provete DRX3, uma vez que o NiTi possui uma elevada resistividade elétrica e sendo rico em Ni é muito sensível a alterações de temperatura.

### 5.5.3. Caracterização Mecânica e Dinâmica

#### 5.5.3.1. Ensaio de *Pull-out*

Com vista à determinação da força de ligação ao nível da interface entre a matriz e o reforço do CIMM, realizaram-se os ensaios de *pull-out* a um provete do início e outro do fim de cada amostra. As amostras escolhidas foram a #12, #13, #14 e #16. No entanto, apresenta-se apenas os resultados referentes aos ensaios que correram corretamente, ou seja, que se obteve o desembainhamento por parte do reforço em relação à matriz, à exceção do resultado da amostra #14 com corrente, que foi apresentado mas que não se atingiu o objetivo devido à quebra da fita de Ni-Ti, deixando inutilizado o provete para uma segunda tentativa. Os provetes ensaiados das amostras #12 e #14 serviram para comparar as forças de ligação resultantes do processo com e sem corrente, cujos resultados se encontram presentes no Gráfico 5.3. As amostras #13 e #16, cujos resultados se encontram presentes no Gráfico 5.4, foram produzidas pelo processo convencional servindo assim como comparação com os provetes sem corrente das amostras #12 e #14.

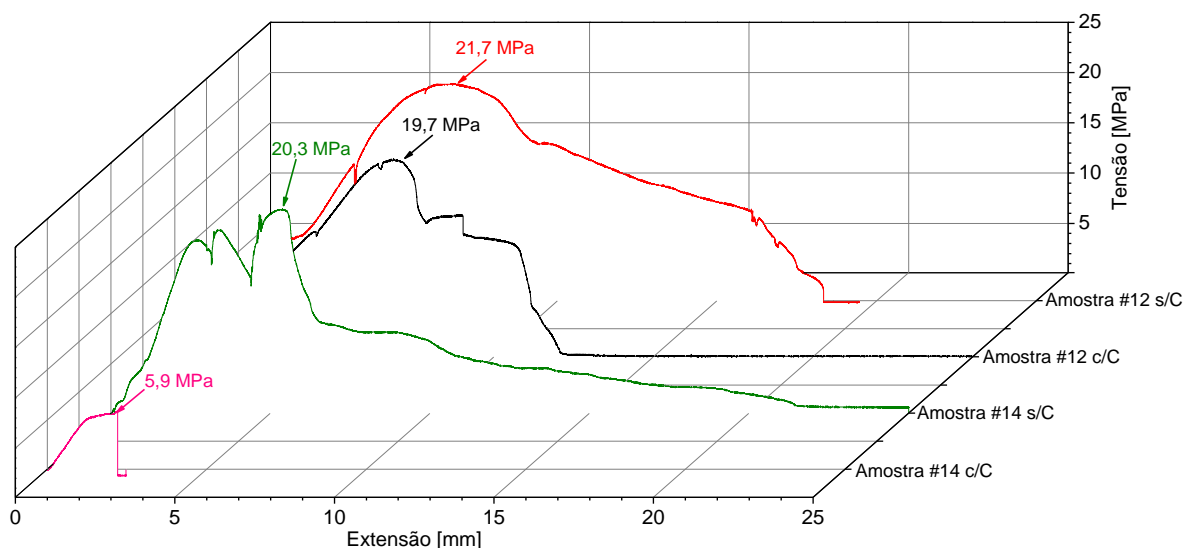


Gráfico 5.3 - Curvas tensão-extensão, resultantes do ensaio de *Pull-Out*, de provetes com e sem aplicação de corrente elétrica das amostras #12 e #14. Assinalado o valor do ponto de tensão máxima para cada provete.

A força de ligação ao nível da interface, que representa o grau de adesão entre os dois materiais, corresponde ao ponto máximo de cada curva tensão-extensão, ou seja, a tensão máxima necessária para se verificar a cedência da ligação.

Os resultados apresentados no Gráfico 5.3 mostram que os provetes sem corrente, de ambas as amostras, apresentam um ponto máximo com valores superiores aos dos provetes com corrente. Tendo em conta o problema ocorrido durante o ensaio da amostra #14 com corrente pode-se apenas afirmar que a força de ligação ao nível da interface deste provete é superior ao valor do ponto máximo que é indicado no Gráfico.



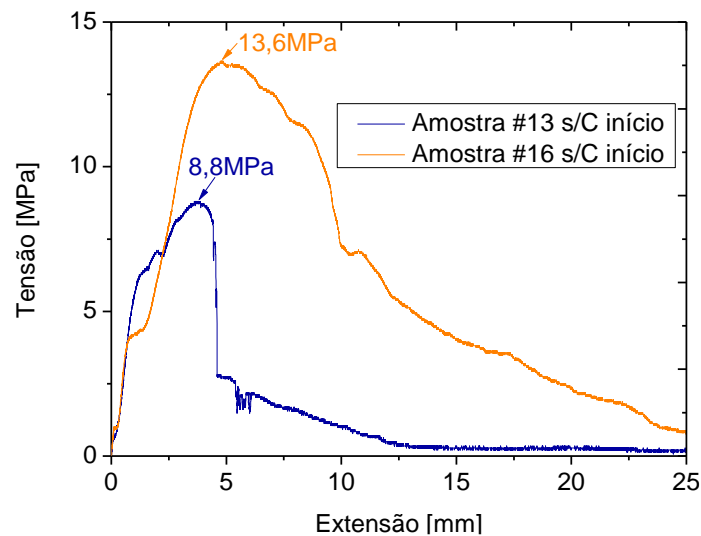


Gráfico 5.4 - Curvas tensão-extensão, resultantes do ensaio de *Pull-Out*, de provetes sem aplicação de corrente, retirados do início das amostras #13 e #16. Assinalado o valor do ponto de tensão máxima para cada provete.

Um dos factos curiosos, que não era previsível, ocorreu em ambos os provetes da amostras #12, pois o ponto máximo de cada curva corresponde não há quebra da ligação na interface mas sim ao rompimento do alumínio na zona do cordão de soldadura, como se mostra nas imagens da Figura 5.18 b) e d), que exibem o aspeto visual após o ensaio de cada provete desta amostra.

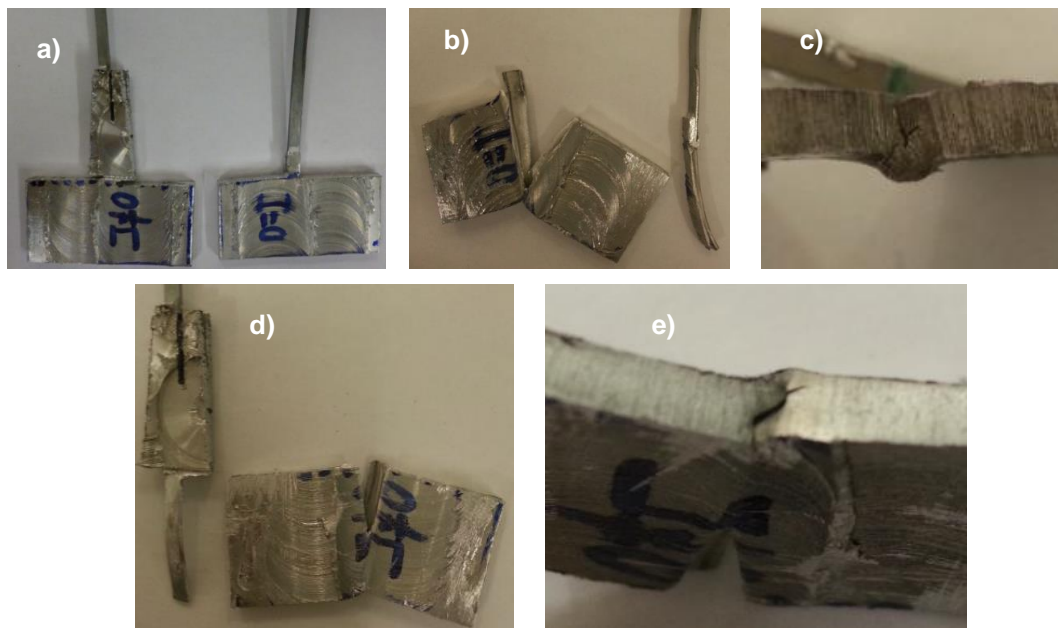


Figura 5.18 - Aspeto visual de ambos os provetes da amostra #12. a) estado anterior ao ensaio; b) e d) estado posterior ao ensaio realizado ao provete sem e com corrente, respetivamente, sendo c) e e) um detalhe da deformação plástica que ambos os provetes sofreram.

Portanto, no caso da amostra #12 a ligação da interface é mais forte do que a resistência da matriz na zona do cordão de soldadura. Salienta-se ainda que na Figura 5.18 b) a ligação superior entre o reforço e a matriz se mantém intacta.

No caso da amostra #14, no provete sem corrente, a cedência da ligação foi de facto ao nível da interface dos constituintes do compósito. Nas imagens da Figura 5.19 b) e c) mostra-se o aspeto visual após o ensaio de ambos os provetes desta amostra, onde se observa uma clara deformação plástica na matriz na zona do cordão de soldadura (Figura 5.19 d)).

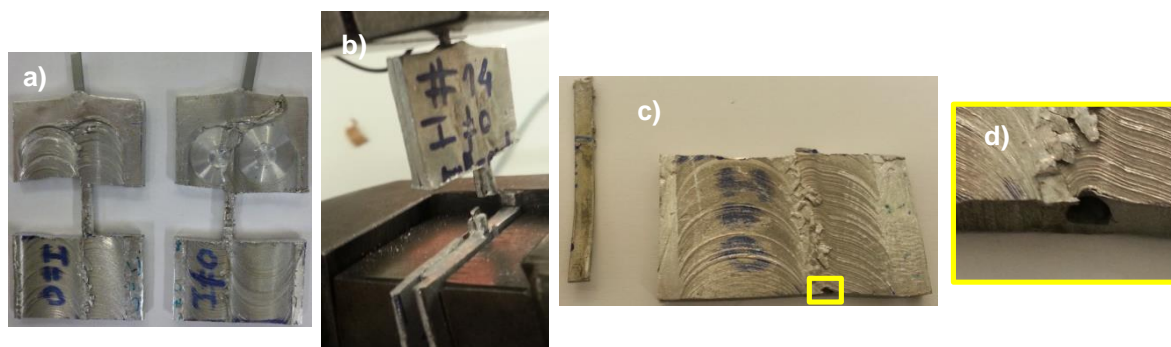


Figura 5.19 - Aspeto visual de ambos os provetes da amostra #14. a) estado anterior ao ensaio; b) e c) estado posterior ao ensaio realizado ao provete com e sem corrente, respetivamente, sendo d) um detalhe de c).

Os resultados apresentados no Gráfico 5.4 mostram que os valores do ponto máximo de ambos os provetes são inferiores às dos provetes #12 e #14 sem corrente e ao #12 com corrente. No entanto, o valor para o provete da amostra #16 revelou-se mais alto que o do provete da amostra #13. Isto indica que a força de ligação ao nível da interface no provete da amostra #16 é maior que a do provete da amostra #13. Na Figura 5.20 apresenta-se o aspeto visual do provete da amostra #16, apenas após o ensaio.



Figura 5.20 - Aspeto visual do provete da amostra #16 após ter sido submetido ao ensaio.

Na Figura 5.20 é possível visualizar a grande deformação causada pelo puxar do reforço de dentro da matriz.

Estas amostras, durante a sua produção, foram todas submetidas aos mesmos parâmetros operatórios controláveis mas a força axial exercida em cada amostra pode não ter sido igual, uma vez que não é possível controlar esse parâmetro, o que pode estar a contribuir para a diferença das forças de ligação de cada provete.

Quanto à informação recolhida neste ensaio em relação aos provetes da amostra #14 não se consegue retirar uma conclusão quanto ao estado da ligação na interface entre o provete com e o sem

corrente que permita compara-los com os resultados observados em *SEM*, uma vez que não se conseguiu recolher dados quanto à tensão máxima necessária para que a ligação ao nível da interface cedesse no provete com corrente.

No entanto, este ensaio foi útil na medida em que para além de possibilitar quantizar a força de ligação ao nível da interface, também proporcionou, através dos aspetos visuais do estado após o ensaio, perceber que os provetes apresentavam ligações fortes o suficiente para impor uma deformação na matriz, devido ao *pull-out* do reforço.

### 5.5.3.2. Ensaio de flexão

Na Figura 5.21 encontram-se apresentados os provetes do CIMM após a realização do ensaio de flexão bem como a sua montagem experimental.

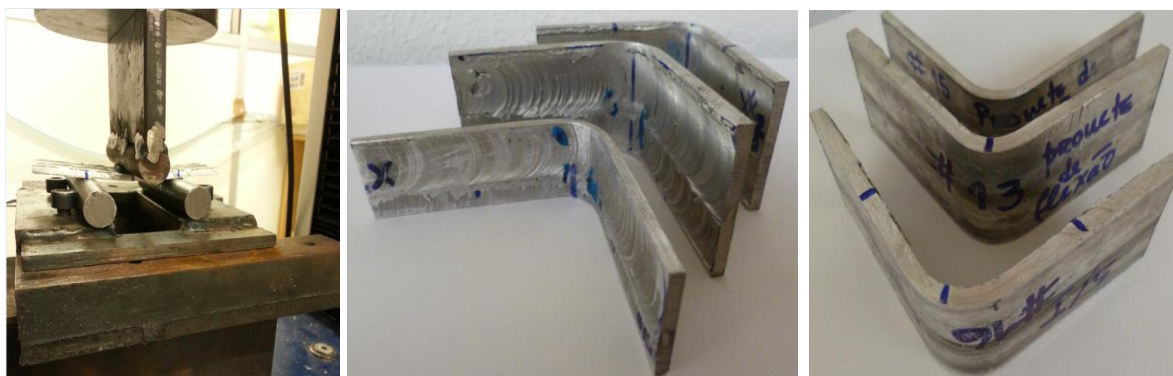


Figura 5.21 - Aspeto visual dos provetes submetidos ao ensaio de flexão e a sua montagem experimental.

Observa-se que para um ângulo de inclinação máximo de 90°, nenhum dos provetes testado apresenta rutura à superfície do material após uma deformação de cerca de 13%, tanto na região do cordão de soldadura, que sofreu tensões de compressão, como na região inferior do compósito, que sofreu tensões de tração. Isto é, a matriz apresenta uma elevada ductilidade. Este facto também é visível nos Gráficos 5.5, 5.6 e 5.7, onde se exibem as curvas tensão-deformação de flexão resultantes do ensaio de flexão para os provetes da amostra #13, #15 e #16, respetivamente.

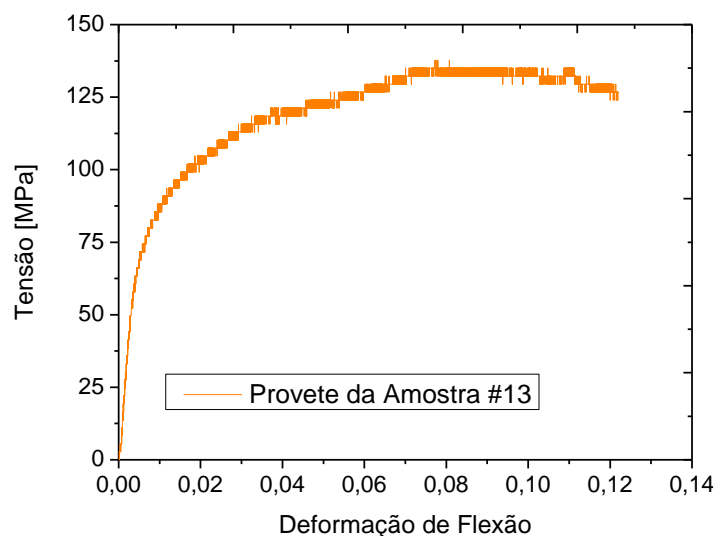


Gráfico 5.5 - Curva resultante do ensaio de flexão ao provete da amostra #13.



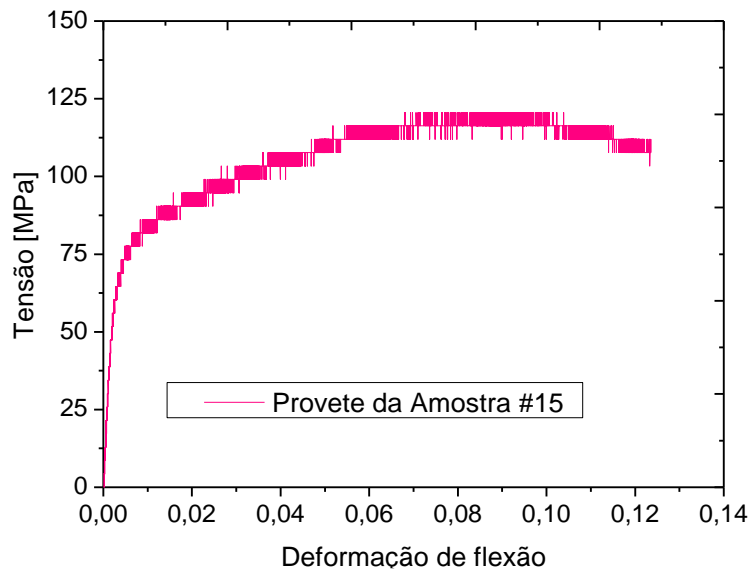


Gráfico 5.6 - Curva resultante do ensaio de flexão ao provete da amostra #15.

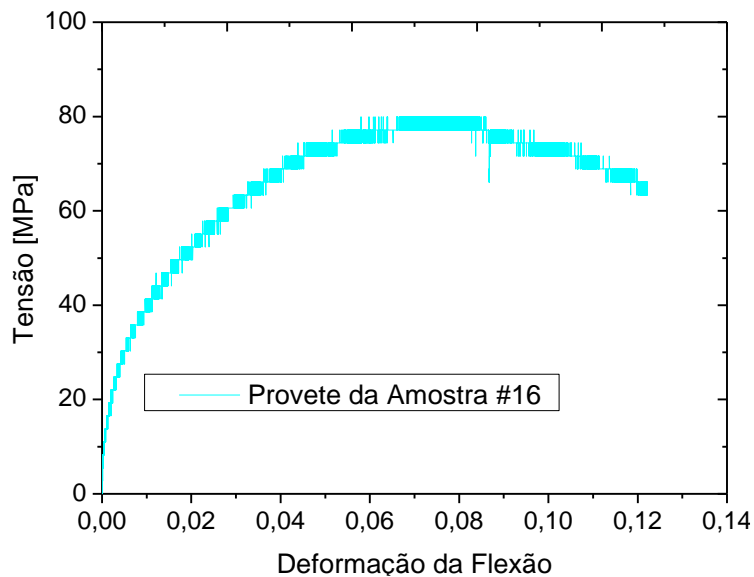


Gráfico 5.7 - Curva resultante do ensaio de flexão ao provete da amostra #16.

Os resultados dos Gráficos indiciam que para a deformação imposta durante estes ensaios não houve cedência da interface entre os constituintes do CIMM, uma vez que não se verifica a existência de um decréscimo acentuado nos valores da tensão. Tal significa que o reforço acompanhou a deformação da matriz comportando-se também como um material dúctil.

### 5.5.3.3. Ensaio de Vibração

As propriedades dinâmicas do CIMM, mais propriamente a sua capacidade de amortecimento, foram estudadas através do método do decremento logarítmico, onde foi possível estimar o fator de amortecimento ( $\xi$ ) do sistema vibratório, constituído pela matriz e pelo reforço.

Quando um sistema oscilatório, com amortecimento viscoso, é solicitado através de um impulso, a sua resposta vem na forma de decaimento ao longo do tempo, dada pela Equação 5.2, como exemplifica a Figura 5.22.

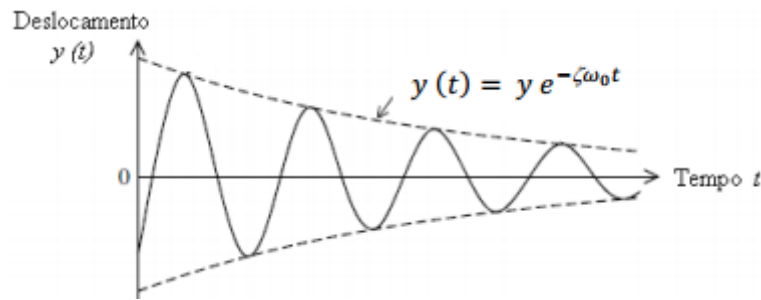


Figura 5.22 - Resposta ao impulso para um oscilador simples (Adaptado de [70]).

$$y(t) = y e^{-\xi \omega_0 t} \quad \text{Equação 5.2}$$

onde  $\omega_0$  corresponde à frequência natural do sistemas em (rad/s).

O método do decremento logarítmico ( $\delta$ ) fundamenta-se na comparação entre duas amplitudes, consecutivas ou não, resultantes do movimento vibratório livre amortecido, ou seja, define-se como sendo o logaritmo neperiano do cociente entre duas amplitudes  $x_i$  e  $x_{i+n}$ , como mostra a Equação 5.3, separadas por  $n$  ciclos entre a amplitude do primeiro pico de medição ( $x_i$ ) e a do pico de período  $n$  ( $x_{i+n}$ ).

$$\delta = \frac{1}{n} \cdot \ln \left( \frac{x_i}{x_{i+n}} \right) \quad \text{Equação 5.3}$$

O fator de amortecimento pode ser determinado através da Equação 5.4 e mediante o seu valor pode-se classificar quanto ao tipo de comportamento que o material apresenta:

$$\xi = \frac{\delta}{\sqrt{(2\pi)^2 + \delta^2}} \quad \text{Equação 5.4}$$

- Para  $\xi > 1$  tem-se o caso superamortecido;
- Para  $\xi = 1$  tem-se o caso criticamente amortecido;
- Para  $0 \leq \xi < 1$  tem-se o caso sub-amortecido.

No entanto, quando os valores do fator de amortecimento são  $\xi < 0,1$ , é mais correto determinar-se este parâmetro através da Equação 5.2, fazendo uma regressão exponencial aos valores dos sucessivos picos entre  $x_i$  e  $x_{i+n}$ , obtendo-se um  $X = \xi \omega_0$ .

Nos Gráficos 5.8 e 5.9 mostram-se os resultados das medições do movimento oscilatório sem e com aquecimento, respetivamente, para o provete menor da amostra #15 com a resolução de 0,25Hz, onde se observa a queda exponencial da amplitude de oscilação ao longo do tempo, ou seja, a energia vibratória dissipada pelo sistema. Os Gráficos das restantes medições efetuadas encontram-se no Anexo C.4.

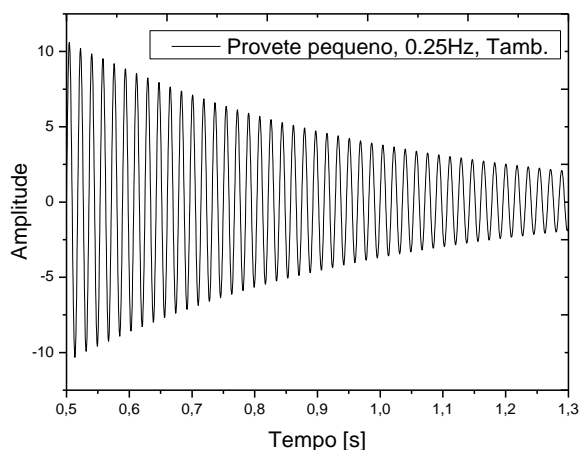


Gráfico 5.8 - Resposta vibratória do material ao impulso inicial para o provete à temperatura ambiente.

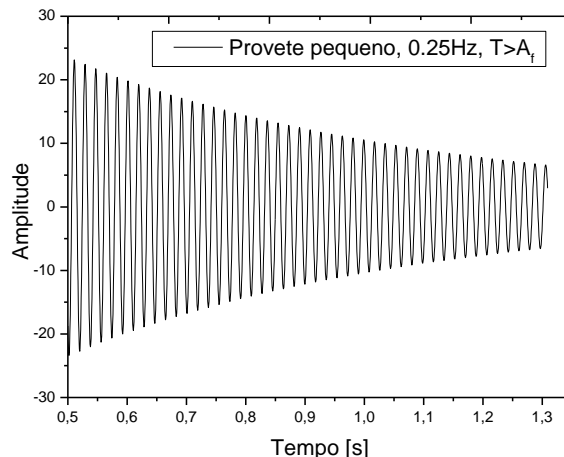


Gráfico 5.9 - Resposta vibratória do material ao impulso inicial para o provete com  $T > A_f$ .

Nos Gráficos 5.10 e 5.11, apresentam-se as regressões exponenciais aos valores dos picos sucessivos escolhidos, correspondentes aos Gráficos 5.8 e 5.9. A Equação dada pela regressão exponencial corresponde à Equação 5.2.

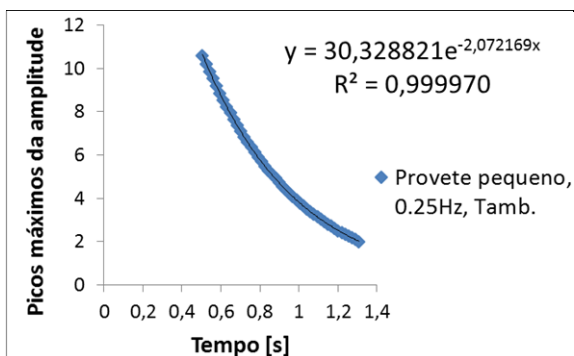


Gráfico 5.10 - Picos máximos da amplitude e a regressão exponencial correspondente, para o provete sem aquecimento.

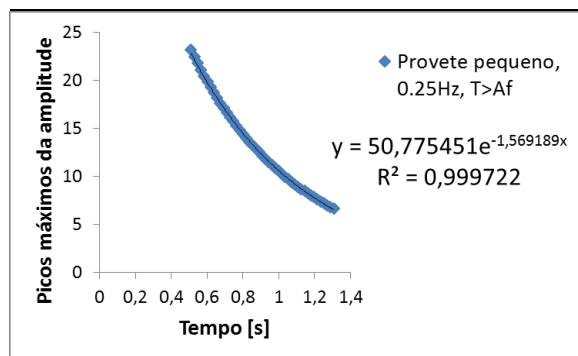


Gráfico 5.11 - Picos máximos da amplitude e a regressão exponencial correspondente, para o provete com aquecimento.

Na Tabela 5.4 estão condensados os resultados dos cálculos do fator de amortecimento e todos os parâmetros necessários para o determinar, para todas as condições dos provetes grande e pequeno da amostra #15.

**Tabela 5.4 - Resultados do fator de amortecimento, para as diferentes condições dos provetes da amostra #15, e apresentação dos valores dos parâmetros usados para o determinar.**

	Provete Grande				Provete Pequeno			
	Temperatura ambiente ( $\approx 18^\circ\text{C}$ )		Com aquecimento ( $T \geq A_f$ )		Temperatura ambiente ( $\approx 18^\circ\text{C}$ )		Com aquecimento ( $T \geq A_f$ )	
	0,25Hz	0,125Hz	0,25Hz	0,125Hz	0,25Hz	0,125Hz	0,25Hz	0,125Hz
$\omega_0$ [rad/s]	391,128	391,128	386,415	384,850	351,858	-	347,146	-
$\chi$	2,404947	2,535787	2,229663	2,176702	2,072169	-	1,569189	-
$\xi$	0,006149	0,006483	0,005770	0,005656	0,005878	0,005902	0,004520	0,004406

Os resultados do fator de amortecimento mostram que o CIMM apresenta um comportamento sub-amortecido devido aos valores se encontrarem num intervalo entre 0 e 1. Estes resultados também levam a concluir que a capacidade de amortecimento do sistema matriz-reforço é controlada por temperatura, pois aumentando a temperatura o material diminui a sua frequência natural de vibração, obtendo-se um aumento da sua rigidez (diretamente proporcional a E). Esta variação da rigidez é maioritariamente devido à alteração de fase que ocorre no NiTi, uma vez que a rigidez do alumínio é pouco afetada pela temperatura. Este resultado está de acordo com o esperado, uma vez que à temperatura ambiente o NiTi encontra-se praticamente martensítico contendo alguma Austenite na sua microestrutura, e portanto apresenta uma capacidade de amortecimento superior. No entanto, como o material foi submetido a uma  $T > A_f$  nestas condições o NiTi apresenta-se totalmente Austenítico, o que provoca a diminuição do valor do fator de amortecimento.

Outra conclusão é que o sistema é sensível às diferentes frequências do impulso imposto, e que através da Tabela 5.4, pode-se observar que à temperatura ambiente quanto menor a frequência do impulso imposto maior o valor do fator de amortecimento, o que se inverte para o caso em que se aqueceu o material. Observa-se também que a massa da amostra influencia a capacidade de amortecimento do CIMM, uma vez que os valores do provete mais pequeno são menores. Na Tabela 5.5 são apresentadas as variações dos fatores de amortecimento (%) para ambos os provetes para frequências de 0,25Hz e 0,125Hz, durante o ensaio.

**Tabela 5.5 - Variações dos fatores de amortecimento para os provetes ensaiados.**

Provete Grande ( $\nu_R = 0.019$ )		Provete Pequeno ( $\nu_R = 0.035$ )	
0,25 Hz	0,125 Hz	0,25 Hz	0,125 Hz
6 %	13 %	24 %	26 %

Perante estes valores, observa-se que para frações volúmicas de NiTi maiores a influência da frequência imposta, no valor do fator de amortecimento, diminui. Contudo, o aumento da fração volúmica de NiTi provoca variações no fator de amortecimento superiores.

## Capítulo 6 – Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros

Neste trabalho produziram-se compósitos inteligentes de matriz metálica por soldadura por fricção linear (SFL) e soldadura por fricção linear assistida por corrente elétrica (SFLACE) efetuou-se a caracterização microestrutural, mecânica e dinâmica dos mesmos. Analisou-se ainda a influência da passagem de corrente elétrica durante o processo de SFL na qualidade da ligação, nomeadamente quanto à formação da interface entre a matriz e o reforço e ao aumento do fluxo viscoplástico e consequente dispersão dos alinhamentos de óxidos.

Em termos de aspeto visual dos cordões de soldadura, ocorreu uma evolução da Etapa 1 para a Etapa 3, devida à variação dos parâmetros (velocidade de rotação da ferramenta, ângulo de ataque, número de cordões efetuados, preparação das amostras e o tipo de fixação) que contribuiu para uma maior estabilidade do processo. A análise metalográfica das amostras das Etapas 2 e 3, mostrou também que maiores fluxos de corrente originam uma maior dispersão dos óxidos, provocando, no entanto, uma menos influente união do reforço à matriz. Deste modo, a ocorrer ligação, esta não é tão extensa ou eficiente, prejudicando as propriedades do compósito. É portanto necessário um compromisso entre os diversos parâmetros para que os alinhamentos de óxidos não ocorram e para que haja um embebimento total do NiTi pelo alumínio, propiciando a ocorrência de ligações em toda a extensão da interface.

O modelo analítico efetuado permitiu determinar que o aumento de temperatura por efeito da corrente elétrica aplicada no alumínio é apenas da ordem dos 50°C para uma corrente de 600A, sendo no entanto da ordem dos 90°C no NiTi, pois este é um material muito mais resistivo que os materiais adjacentes. Significa portanto, que existe um aumento de temperatura considerável na interface NiTi-AA1100 (apesar de no seio do alumínio, a variação da temperatura ser pequena).

Os resultados obtidos em *SEM* evidenciaram uma ligação sem descontinuidades entre as interfaces NiTi-AA1100 para o provete com aplicação de corrente elétrica, tendo-se apenas verificado ligações muito pontuais nos sem corrente, mostrando o benefício do uso da corrente elétrica neste processo. Estes resultados podem ser fundamentados a partir dos resultados do modelo analítico, pois a ocorrência de ligação pode ter sido potenciada pela maior entrega térmica sentida ao nível da interface.

Os ensaios de *pull-out* vieram confirmar os resultados de *SEM*, pois evidenciaram uma ligação suficientemente forte para provocarem uma deformação plástica na matriz devido ao desembainhamento do reforço. Tanto nos provetes processados por SFL como por SFLACE da amostra #12, a fratura ocorreu na matriz e não na ligação, mostrando-se portanto uma forte ligação entre os constituintes do CIMM. Através do ensaio de flexão efetuado ao CIMM mostrou-se ainda que a interface não cedeu para uma deformação imposta suficiente para provocar um ângulo de 90°.

A análise por *DRX* efetuada ao CIMM nos provetes de diferentes regiões no cordão de soldadura da amostra #10 (DRX1, DRX2 e DRX3), mostrou uma alteração estrutural apenas para o provete correspondente à região posterior à aplicação de corrente (DRX3), que é evidenciada pela diminuição da intensidade dos picos, e mesmo quase desaparecimento do pico correspondente à martensite. Esta alteração estrutural é fundamentada pelas análises numérica e analítica efetuadas, uma vez que nestas se observa uma maior densidade de corrente nessa região por ser o sentido de escoamento da corrente

oriunda do *shoulder*. Esse aumento de densidade de corrente provoca um aumento da temperatura na fita de NiTi, permitindo que ocorresse um tratamento térmico involuntário levando a uma alteração estrutural.

Verifica-se pelo ensaio de vibrações efetuado, que o NiTi proporcionou ao CIMM uma crescente capacidade de amortecimento com o aumento da sua fração volúmica, sendo portanto o principal responsável pelo controlo de vibrações no CIMM. Além disso, verificou-se que a capacidade de amortecimento do CIMM era superior para temperaturas mais baixas, em que a fase estável do NiTi apresentava maior quantidade de Martensite, observando-se um decréscimo para temperaturas superiores, em que a fase estável era a Austenite. Não foi possível, contudo, testar o efeito da transformação de fase na capacidade de amortecimento do CIMM, propondo-se este tipo de ensaio para trabalhos futuros, pois espera-se que seja durante a transformação de fase que ocorra uma maior capacidade de amortecimento devido ao efeito do atrito interno nas interfaces das variantes martensíticas, capaz de dissipar grande parte da energia proveniente da vibração.

Os resultados observados na caracterização do CIMM produzido por SFLACE, são muito positivos para uma primeira abordagem desta nova variante de SFL, para esta configuração, carecendo, no entanto, de otimização dos parâmetros operatórios. Sugere-se que, de futuro, se faça um estudo detalhado da influência de cada parâmetro operatório na qualidade do CIMM produzido, fazendo variar um só parâmetro de cada vez e mantendo os restantes constantes, efetuando-se posteriormente a caracterização necessária. Apesar de moroso e da necessidade de recursos materiais, este constitui o método mais rigoroso para a otimização dos parâmetros, possibilitando assim que a técnica de SFLACE possa ser utilizada para a produção de CIMM de qualidade, aparecendo como uma alternativa mais viável a outros processos.

Esta dissertação por ter temas que são muito abrangentes, abre muitas vias que têm potencialidade para serem desenvolvidas com maior detalhe, sendo o principal e com maior potencialidade de sucesso a variante do processo SFLACE que aqui se desenvolveu para um tipo concreto de configuração de junta um pouco complexa. Perspetiva-se que para trabalhos futuros o caminho a traçar seja uma escolha de parâmetros operatórios mais restrita para determinar qual ou quais podem ter maior influencia na eliminação dos alinhamentos de óxidos propiciando a otimização desta variante. Outro parâmetro a explorar é a influencia que a força axial tem nos resultados das interfaces que necessitam de uma boa ligação para que o CIMM também ele seja otimizado perante as excelentes propriedades que podem vir a ter.

Outras das questão que carece de estudos mais aprofundados é a capacidade de amortecimento do CIMM que é controlada mediante variação da temperatura. Esta é de facto a propriedade mais interessante deste material tendo-se mostrado a alteração do seu fator de amortecimento com uma alteração da temperatura, no entanto é necessário perceber se de facto o NiTi conserva a sua capacidade de apresentar um pico bastante mais elevado da capacidade de amortecimento durante a transformação, ou se o facto de estar embutido num material que não apresenta praticamente nenhuma capacidade de amortecimento influencia ou mesmo anula essa capacidade que ele evidencia quando estudado sozinho.

Perante os resultados por *DRX* ao compósito é necessário perceber concretamente qual a extensão de influência da corrente no NiTi e em que medida essa é benéfica para as suas propriedades. Outra questão que também pode ser explorada é o facto de se conseguir obter a alteração estrutural no NiTi por aplicação de corrente no processo e se com isso se consegue de alguma maneira oferecer um gradiente funcional a esse material, o que seria interessante, uma vez que essa via de novas propriedades ainda não é muito estudada devido á dificuldade em conseguir obter um gradiente de temperaturas significativo para proporcionar ao NiTi uma gradiente de funcionalidades muito patente.

Quanto à configuração do material seria muito interessante estudar a influência nas suas propriedades para diferentes frações volúmicas de NiTi e com isso arranjar um compromisso entre o incremento benéfico nas propriedades do compósito e o custo final do material.





## Capítulo 7 - Referências

- [1] K. K. Chawla, *Composite Materials - Science and Engineering*, 3rd ed. Springer, 2013.
- [2] F. L. Rawlings, R D; Matthews, *Composite Materials: Engineering and Science*, 3rd ed. Springer, 2013, pp. 1–19.
- [3] A. Moura, Marcelo; Morais, Alfredo; Magalhães, *Materiais Compósitos - Materiais, Fabrico e Comportamento Mecânico*, 1ª ed. Plubindústria, 2005, pp. 1–35.
- [4] K. U. Kainer, "Basics of Metal Matrix Composites," in *Metal Matrix Composites. Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering*, Wiley-VCH, 2006, pp. 1–53.
- [5] A. Velhinho, "Fundição Centrifuga de Compósitos de Alumínio/SiC com Gradiente Funcional de Propriedades: Processamento e Caracterização," *Diss. (Doutoramento em Ciências dos Mater.)*, 2003.
- [6] P. Wanjara, "Characterization of Ti-6%Al-4%V/TiC Particulate Reinforced Metal Matrix Composites Consolidated by Sintering and Thermomechanical Processing," *Diss.*, 1999.
- [7] A. Mortensen, C. Sanmarchi, and H. P. Degischer, *Glossary of terms specific to Metal Matrix Composites MMC - Assess Thematic Network*. MMC-Assess – Thematic Network.
- [8] J. P. Davim, *Machining of Metal Matrix Composites*. Springer, 2012, pp. 1–50.
- [9] K. U. Leuven, "Review - The wetting of solids by molten metals and its relation to the preparation of metal-matrix composites," *J. Mater. Sci.*, vol. 22, pp. 1–16, 1987.
- [10] D. Clyne, T W; Hull, *An Introduction to Composite Materials*, 2nd ed. Cambridge University Press, 1996.
- [11] Y.-W. Kim, Jang-Kyo; Mai, *Engineered Interfaces in Fiber Reinforced Composites*. Elsevier, 1998, pp. 1–42.
- [12] B. C. Rajan, T P D; Pillai, R M; Pai, "Review - Reinforcement coatings and interfaces in aluminium metal matrix composites," *J. Mater. Sci.*, vol. 33, pp. 3491–3503, 1998.
- [13] R. W. Messler, "Joining Composite Materials and Structures: Some Thought-Provoking Possibilities," *J. Thermoplast. Compos. Mater.*, vol. 17, no. 1, pp. 51–75, Jan. 2004.
- [14] J. R. Davis, *Aluminum and Aluminum Alloys*. ASM International, 1993.
- [15] J. G. Kaufman, *Introduction to Aluminum Alloys and Tempers*. ASM International, 2000, pp. 1–38.
- [16] T. Georges, V. Brailovski, and P. Terriault, "Characterization and design of antagonistic shape memory alloy actuators," *Smart Mater. Struct.*, vol. 21, no. 3, p. 035010, Mar. 2012.
- [17] C. José, D. Araújo, C. Henrique, and M. Morin, "Influence of the Mechanical Loading History on the Stress Assisted Two Way Memory Effect in a Ti-Ni-Cu Alloy," *Mater. Res.*, vol. 4, no. 3, pp. 181–188, 2001.
- [18] J. Oliveira, "Correlation Between the Mechanical Cycling Behavior and Microstructure in Laser Welded Joints Using NiTi Memory Shape Alloys," *Diss. (Mestrado em Eng. dos Mater. - FCT/UNL)*, 2012.
- [19] D. J. Hartl and D. C. Lagoudas, "Aerospace applications of shape memory alloys," *Proc. Inst. Mech. Eng. Part G J. Aerosp. Eng.*, vol. 221, no. 4, pp. 535–552, Jan. 2007.
- [20] J. A. Shaw and S. Kyriakides, "Thermomechanical Aspects of NiTi," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 43, no. 8, pp. 1243–1281, 1995.
- [21] D. C. Lagoudas, *Shape Memory Alloys - Modeling and Engineering Applications*. Springer, 2008.
- [22] G. B. Kauffman and I. Mayo, "The Story of Nitinol: The Serendipitous Discovery of the Memory Metal and Its Applications," *Chem. Educ.*, vol. 2, no. 2, pp. 1–21, 1996.
- [23] C. Henrique, C. Augusto, E. Apolinário, and C. De Pina, "Heat Treatments and Thermomechanical Cycling Influences on the R-Phase in Ti-Ni Shape Memory Alloys," *Mater. Res.*, vol. 13, no. 3, pp. 325–331, 2010.
- [24] K. Otsuka and X. Ren, "Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys," *Prog. Mater. Sci.*, vol. 50, no. 5, pp. 511–678, Jul. 2005.
- [25] C. José, D. Araújo, M. Morin, and G. Guénin, "Coupled Stress-Strain and Electrical Resistivity Measurements on Copper Based Shape Memory Single Crystals," *Mater. Res.*, vol. 7, no. 2, pp. 305–311, 2004.
- [26] I. . Darel E. Hodgson (Shape Memory Applications, Inc.); Ming H. Wu (Memry Technologies); Robert J. Biermann (Harrison Alloys, "Shape Memory Alloys." [Online]. Available: [http://heim.ifi.uio.no/~mes/inf1400/COOL/Robot](http://heim.ifi.uio.no/~mes/inf1400/COOL/Robot%20Projekt/Flexinol/Shape%20Memory%20Alloys.htm) [Accessed: 20-Jan-2014].
- [27] O. M. Akselsen, "Joining of shape memory alloys," *Shape Mem. Alloy.*, no. 9, pp. 183–209, 2010.
- [28] A. S. AQUINO, A. A. SILVA, and J. A. RIUL, "Controle de vibração de um sistema sob desbalanceamento rotativo utilizando atuador de liga com memória de forma," *Tese Doutor. em Eng. Mecânica, Univ. Fed. Paraíba*, 2011.

- [29] N. J. Silva, C. J. De Araújo, C. H. Gonzalez, E. N. D. Grassi, and C. A. N. Oliveira, "Estudo comparativo das propriedades dinâmicas de uma liga NiTi com memória de forma e materiais estruturais clássicos," *Matéria (Rio Janeiro)*, vol. 16, no. 4, pp. 830–835, 2011.
- [30] C. Silva, Niédson; Grassi, Estephanie; Gonzalez, Cezar; Araújo, "VI National Congress of Mechanical Engineering," in *Influência da laminação a quente na capacidade de amortecimento de uma liga niTi com memória de forma*, 2010.
- [31] S. D. Oehler, D. J. Hartl, R. Lopez, R. J. Malak, and D. C. Lagoudas, "Design optimization and uncertainty analysis of SMA morphing structures," *Smart Mater. Struct.*, vol. 21, no. 9, p. 094016, Sep. 2012.
- [32] R. Wei, Z G; Sandstrom, "Review - Shape-memory materials and hybrid composites for smart systems Part I Shape-memory materials," *J. Mater. Sci.*, vol. 33, pp. 3743–3762, 1998.
- [33] R. Wei, Z G; Sandstrom, "Review Shape memory materials and hybrid composites for smart systems Part II Shape-memory hybrid composites," *J. Mater. Sci.*, vol. 33, pp. 3763–3783, 1998.
- [34] G. C. Psarras, J. Parthenios, and C. Galiotis, "Adaptive composites incorporating shape memory alloy wires Part I Probing the internal stress and temperature distributions with a laser Raman sensor," *J. Mater. Sci.*, vol. 36, pp. 535–546, 2001.
- [35] R. Zhang, Q.-Q. Ni, T. Natsuki, and M. Iwamoto, "Mechanical properties of composites filled with SMA particles and short fibers," *Compos. Struct.*, vol. 79, no. 1, pp. 90–96, Jun. 2007.
- [36] F. Auricchio and L. Petrini, "A three-dimensional model describing stress-temperature induced solid phase transformations: thermomechanical coupling and hybrid composite applications," *Int. J. Numer. Methods Eng.*, vol. 61, no. 5, pp. 716–737, Oct. 2004.
- [37] D. L. Beauchamp CH, Nadolink RH, Dickinson SC, "Shape memory alloy adjustable chamber (SMAAC) control surfaces," in *First European Conference on Smart Structures and Materials*, 1992, pp. 189–192.
- [38] R. Barrett and R. S. Gross, "Super-active shape-memory alloy composites," *Smart Mater. Struct.*, vol. 5, no. 3, pp. 255–260, Jun. 1996.
- [39] G. Wang and M. Shahinpoor, "Design, prototyping and computer simulations of a novel large bending actuator made with a shape memory alloy contractile wire," *Smart Mater. Struct.*, vol. 6, no. 2, pp. 214–221, Apr. 1997.
- [40] A. Baz, T. Chen, and J. Ro, "Shape control of NITINOL-reinforced composite beams," *Compos. Part B Eng.*, vol. 31, no. 8, pp. 631–642, Jan. 2000.
- [41] A. K. Maji and I. Negret, "Smart Prestressing with Shape-Memory Alloy," *J. Eng. Mech.*, vol. 124, no. 10, pp. 1121–1128, Oct. 1998.
- [42] Y. Furuya, "Design and Material Evaluation of Shape Memory Composites," *J. Intell. Mater. Syst. Struct.*, vol. 7, no. 3, pp. 321–330, May 1996.
- [43] V. Birman, K. Chandrashekhara, and S. Sain, "Global Strength of Hybrid Shape Memory Composite Plates Subjected to Low-Velocity Impact," *J. Reinf. Plast. Compos.*, vol. 16, no. 9, pp. 791–809, Jun. 1997.
- [44] J. Ro and A. Baz, "NITINOL-reinforced plates: Part III. Dynamic characteristics," *Compos. Eng.*, vol. 5, no. 1, pp. 91–106, 1995.
- [45] J.-E. Bidaux, J.-A. E. Manson, and R. Gotthardt, "Active modification of the vibration frequencies of a polymer beam using shape memory alloy fibres," in *3rd International Conference on Intelligent Materials*, 1996, pp. 517–522.
- [46] J. Epps and R. Chandra, "Shape memory alloy actuation for active tuning of composite beams," *Smart Mater. Struct.*, vol. 6, no. 3, pp. 251–264, Jun. 1997.
- [47] Q. Chen and C. Levy, "Vibration analysis and control of flexible beam by using smart damping structures," *Compos. Part B Eng.*, vol. 30, no. 4, pp. 395–406, 1999.
- [48] A. Venkatesh, J. Hilborn, J. Bidaux, and R. Gotthardt, "Active Vibration Control of Flexible Linkage Mechanisms Using Shape Memory Alloy Fiber-Reinforced Composites," in *First European Conference on Smart Structures and Materials*, 1992, pp. 185–188.
- [49] J. S. N. Paine and C. A. Rogers, "The Response of SMA Hybrid Composite Materials to Low Velocity Impact," *J. Intell. Mater. Syst. Struct.*, vol. 5, no. 4, pp. 530–535, Jul. 1994.
- [50] Z. Y. Ma, "Friction Stir Processing Technology: A Review," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 39, no. 3, pp. 642–658, Feb. 2008.
- [51] Y. N. Zhang, X. Cao, S. Larose, and P. Wanjara, "Review of tools for friction stir welding and processing," *Can. Metall. Q.*, vol. 51, no. 3, pp. 250–261, Jul. 2012.

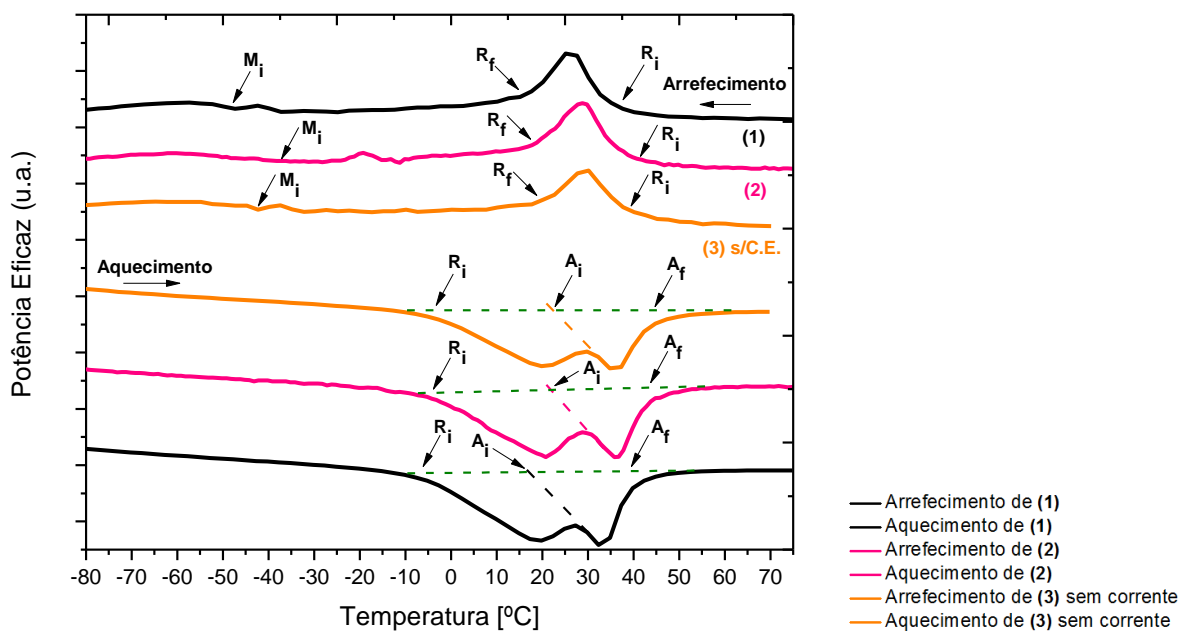
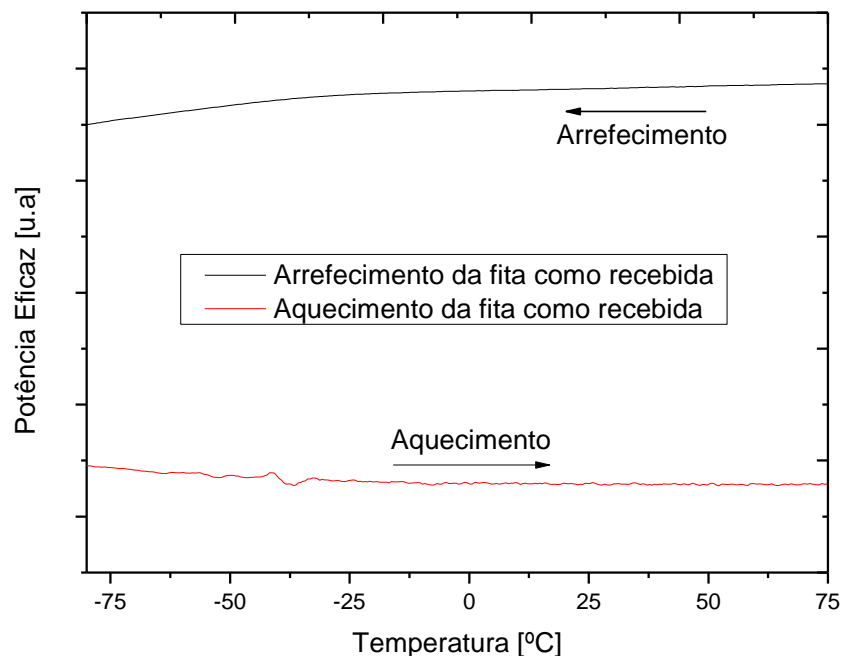
- [52] U. Barlas, Z. Ozsarac, "Effects of FSW Parameters on Joint Properties of AlMg3 Alloy," *Weld. J.*, vol. 91, p. 16–s, 2012.
- [53] M. Guerra, C. Schmidt, J. . McClure, L. . Murr, and a. . Nunes, "Flow patterns during friction stir welding," *Mater. Charact.*, vol. 49, no. 2, pp. 95–101, Sep. 2002.
- [54] J. Guo, P. Gougeon, and X.-G. Chen, "Microstructure evolution and mechanical properties of dissimilar friction stir welded joints between AA1100-B4C MMC and AA6063 alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 553, pp. 149–156, Sep. 2012.
- [55] S. Rajakumar and V. Balasubramanian, "Multi-Response Optimization of Friction-Stir-Welded AA1100 Aluminum Alloy Joints," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 21, no. June, pp. 809–822, Jun. 2011.
- [56] R. Nandan, T. Debroy, and H. Bhadeshia, "Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties," *Prog. Mater. Sci.*, vol. 53, no. 6, pp. 980–1023, Aug. 2008.
- [57] G. Çam, S. Güçlüer, A. Çakan, and H. T. Serinda, "Mechanical properties of friction stir butt-welded Al-5086 H32 plate," *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.*, vol. 30, no. 2, pp. 151–156, 2008.
- [58] R. M. Leal and a. Loureiro, "Effect of overlapping friction stir welding passes in the quality of welds of aluminium alloys," *Mater. Des.*, vol. 29, no. 5, pp. 982–991, Jan. 2008.
- [59] W. Thomas, E. Nicholas, J. Needham, M. Murch, P. Templesmith, and C. Dawes, "GB Patent application no. 9125978.8," 1991.
- [60] R. S. Mishra, M. W. Mahoney, S. X. Mcfadden, N. A. Mara, and A. K. Mukherjee, "High Strain Rate Superplasticity in a Friction Stir Processed 7075 Al Alloy," *Scr. Mater.*, vol. 42, pp. 163–168, 2000.
- [61] R. S. Mishra and Z. Y. Ma, "Friction stir welding and processing," *Mater. Sci. Eng. R Reports*, vol. 50, no. 1–2, pp. 1–78, Aug. 2005.
- [62] R. Miranda, J. Gandra, and P. Vilaça, "Surface Modification by Friction Based Processes," in *Modern Surface Engineering Treatments*, 2013, pp. 1–20.
- [63] H. Costa, "Soldadura por Fricção Linear Assistida por Corrente Elétrica," *Diss. (Mestrado em Eng. Mecânica) - FCT/UNL*, 2013.
- [64] T. G. Santos, R. M. Miranda, and P. Vilaça, "Friction Stir Welding assisted by electrical Joule effect," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 214, no. 10, pp. 2127–2133, Oct. 2014.
- [65] L. Mendes, "Production of Aluminium Based Composites Reinforced with Embedded NiTi by Friction Stir Welfing," *Dissertação para a obtenção grau mestre em Engenharia Mecânica, FCT/UNL*, 2012.
- [66] "Memory-Metalle GmbH; NiTiNol Alloy Types, Conditions and Surfaces, Info-Sheet No.13." [Online]. Available: [http://www.memory-metalle.de/html/03\\_knowhow/PDF/MM\\_13\\_alloytypes\\_e.pdf](http://www.memory-metalle.de/html/03_knowhow/PDF/MM_13_alloytypes_e.pdf). [Accessed: 27-Dec-2013].
- [67] "Memory-Metalle GmbH; Selected Properties of NiTi-based Alloys, Info-Sheet No.4." [Online]. Available: [http://www.memory-metalle.de/html/03\\_knowhow/PDF/MM\\_04\\_properties\\_e.pdf](http://www.memory-metalle.de/html/03_knowhow/PDF/MM_04_properties_e.pdf). [Accessed: 27-Dec-2013].
- [68] A. dos S. Fernandes, F.M. Braz; Mahesh, K.K.; Paula, "Shape Memory Alloys - Processing, Characterization and Applications | InTechOpen: Chapter 1 - Thermomechanical Treatments for Ni-Ti Alloys," *INTECH*, 2013. [Online]. Available: <http://cdn.intechopen.com/pdfs-wm/44020.pdf>. [Accessed: 15-Jun-2014].
- [69] M. J. Donachie, *Titanium: A Technical Guide (Google eBook)*. ASM International, 2000, p. 381.
- [70] A. Cossolino, LC; Pereira, "Amortecimento : classificação e métodos de determinação," *Inf. Técnico-Científico ITC04-Amortecimento/ATCP*, pp. 1–14, 2010.



## Capítulo 8 - Anexos

### A. Anexos do Capítulo 3

#### A.1. Gráficos dos ensaios de DSC



## **B. Anexos do Capítulo 4**

### **B.1. Procedimento do Método (d) da Preparação das Chapas de AA1100**


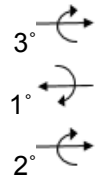
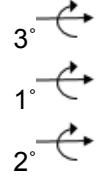

Entre duas chapas de AA1100 com as dimensões de 200 x 100 x 1,6mm, foi colocada uma fita de Ni-Ti com 220mm de comprimento, em configuração de junta sobreposta, e mediu-se a espessura do conjunto utilizando uma craveira. Com uma barra de alumínio com sensivelmente a mesma espessura do conjunto, determinou-se a distância inicial entre cilindros no laminador, de modo a que o conjunto passasse sem que ocorresse deformação. Fez-se várias passagens do conjunto, recorrendo a uma diminuição da distância entre cilindros de forma gradual, de maneira a reduzir a espessura a cada passagem de aproximadamente 0,1mm, até obter-se uma diminuição da espessura total de 1mm. Ao final de nove passagens fez-se uma medição da espessura com a craveira para verificar se a redução total pretendida tinha sido alcançada. Caso isto não ocorresse, de uma em uma passagem, era feita a medição até se atingir a redução total pretendida. Assim, conseguiu-se a abertura do chanfro nas superfícies interiores de ambas as chapas de AA1100.





Após a etapa da laminagem, fez-se a decapagem mecânica das faces interiores das chapas recorrendo a um escovilhão de aço giratório ligado ao *Dremmel*. Seguidamente, as chapas eram colocadas num recipiente com acetona para retirar todas as sujidades.

As chapas foram furadas utilizando uma broca M8 e limpas novamente com álcool etílico. A mesma fita de Ni-Ti utilizada para abrir o chanfro, após sofrer decapagem química, colocou-se dentro das chapas de alumínio. A amostra está pronta para ser soldada.

## B.2. Parâmetros dos Ensaios Experimentais e Listagem de Macros Efetuadas

Tabela 8.1 - Parâmetros e Macros de todas as amostras compósitas produzidas ao longo deste trabalho.

Código	Macros	$\omega$ [ $\frac{rev}{min}$ ]	$v$ [ $\frac{mm}{min}$ ]	Ângulo de Ataque (°)	Número e Sequência de Passagens	Decapagem da fita de NiTi	Aplicação de Corrente	Observações
#1	-	1120	71	2	1 	Não	Não	Amostra com dimensão de 100 x 50 mm. Debaixo dos fixadores ficou 10mm de chapa de cada lado o que se revelou insuficiente para garantir uma fixação estável. Ocorreu arranque de material na zona do cordão devido a empenos da amostra que está relacionado com a má fixação.
#2	-	1120	71	2	3 	Não	Não	Amostra com dimensões de 100 x 100 mm.
#3	-	900	71	2	3 	Não	Não	Cordões muito instáveis não se retirou nenhuma macro devido ao mau estado da amostra.
#4	-	900	71	2	3 Sequência igual à #3	Não	Não	-
#5	-	900	71	2	3 Sequência igual à #3	Não	Não	-
#6	M1	900	71	1,5	1 	Sim	Não/Sim	Metade da amostra sem corrente e outra metade da amostra com corrente. A amostra tem 150mm de comprimento. Adquiriu-se a temperatura durante o processo com recurso a 4 termopares dispostos ao longo do seu comprimento (Não correu bem).

#7	M1, M2; M3; M4.	900	71	1,5	1 	Sim	Não/Sim	Metade da amostra sem corrente e outra metade da amostra com corrente. A amostra tem 150mm de comprimento. Adquiriu-se a temperatura durante o processo com recurso a 4 termopares dispostos ao longo do seu comprimento (Não correu bem).
#8	M1, M2; M3; M4	900	71	1,5	3 Sequência igual à #3	Sim	Não/Sim	Metade da amostra sem corrente e outra metade da amostra com corrente para todos os cordões. A amostra tem 150mm de comprimento.
#9		900	71	1,5	3 Sequência igual à #3	Sim	Não/Sim/Não	A passagem da corrente ocorreu a meio da amostra num intervalo de 65mm. Comprimento total da amostra 200mm.
#10	M1, M2; M3; M4; M5; M6; DRX1; DRX2; DRX3.	900	71	1,5 e 2,5	3 Sequência igual à #3	Sim	Não/Sim/Não	A passagem da corrente ocorreu a meio da amostra num intervalo de 65mm. Ângulo de ataque alterado para 2,5° após o 1º cordão. Utilizou-se uma resistência variável (varão de Ti) com cada grampo situado nas extremidades opostas do varão.
#11	M1, M2; M3; M4; M5; DRX3.	710	71	2,5	3 Sequência igual à #3	Sim	Não/Sim/Não	-
#12	M1, M2; M3	710	71	2,5	3 2°  1°  3° 	Sim	Não/Sim/Não	A passagem de corrente ocorreu no último terço da amostra
#13		710	71	2,5	3 Sequência igual à #12	Sim	Não	Buraco na retirada da ferramenta referente apenas ao 3º cordão
#14	M1, M2; M3; M4	710	71	2,5	3 Sequência igual à #12	Sim	Não/Sim/Não	A passagem de corrente ocorreu no último terço da amostra
#15	M1, M2	710	71	2,5	3 Sequência igual à #12	Sim	Não	-
#16	M1	710	71	2,5	3 Sequência igual à #12	Sim	Não	Melhor Amostra em termos do aspeto visual dos cordões (estáveis)



### **B.3. Análise Metalográfica das amostras**

Para efetuar a análise metalográfica os provetes necessitaram de um tratamento prévio para que se conseguisse ver a sua microestrutura através de microscopia ótica. Para tal, foi realizado o seguinte procedimento:

Após a produção das amostras, foram marcadas as zonas onde se iriam retirar os provetes para posterior análise macro e micrográfica. Estas foram cortadas em provetes menores com uma máquina de corte de alta precisão. Seguidamente, foi feita a montagem em resina, tendo em conta que para o polimento automático havia uma limitação em termos das dimensões. Ao fim de dois dias de cura da resina, era realizada a sequência de acordo com a tabela u ou t, consoante o método de polimento utilizado, correspondendo ao polimento automático e polimento manual, respetivamente. Entre as diferentes etapas em ambos os métodos de polimento usados as amostras eram sempre muito bem lavadas com água corrente abundante e secas com recurso a um secador com ar frio, para posterior observação ao microscópio para decidir se amostra estaria pronta para avançar para o passo seguinte.

Após a sequência de polimento terminada a amostra era mergulhada durante 5min. no reagente de Keller com 2,5ml de  $\text{HNO}_3$ ; 1,5ml de  $\text{HCl}$ ; 1,0 ml de  $\text{HF}$ ; 95 ml de  $\text{H}_2\text{O}$ .

A amostra estava pronta para ser analisada por microscopia ótica.

**Tabela 8.2 - Etapas do procedimento para polimento automático.**

Sequência de polimento Automático		Parâmetros
1º passo	SUBSTRATO	Disco <i>Struers Diadisc</i>
	ABRASIVO	Diamante 58 $\mu\text{m}$
	FORÇA [N]	60
	TEMPO [s]	Até planaridade
	LUBRIFICANTE	Água
2º passo	SUBSTRATO	Papel
	ABRASIVO	Lixa SiC 400 <i>mesh</i>
	FORÇA [N]	60
	TEMPO [s]	120
	LUBRIFICANTE	Água
3º passo	SUBSTRATO	Papel
	ABRASIVO	Lixa SiC 800 <i>mesh</i>
	FORÇA [N]	40
	TEMPO [s]	140
	LUBRIFICANTE	Água
4º passo	SUBSTRATO	Papel
	ABRASIVO	Lixa SiC 1200 <i>mesh</i>
	FORÇA [N]	30
	TEMPO [s]	60
	LUBRIFICANTE	Água
5º passo	SUBSTRATO	Pano <i>Presi RAM</i>
	ABRASIVO	Diamante 6 $\mu\text{m}$
	FORÇA [N]	10
	TEMPO [s]	80
	LUBRIFICANTE	Solução <i>Struers Green Lubricant</i>
6º passo	SUBSTRATO	Pano <i>Presi RAM</i>
	ABRASIVO	Diamante 3 $\mu\text{m}$
	FORÇA [N]	5
	TEMPO [s]	50
	LUBRIFICANTE	Solução <i>Struers Green Lubricant</i>
7º passo	SUBSTRATO	Pano <i>Presi SUPRA</i>
	ABRASIVO	Solução de alumina MicroPolish II 0,3 $\mu\text{m}$ da <i>BueHler</i> (1:5, $\text{Al}_2\text{O}_3$ : $\text{H}_2\text{O}$ )
	FORÇA [N]	Baixíssima
	TEMPO [s]	< 4

**Tabela 8.3 - Etapas do procedimento para polimento manual.**

Sequência do polimento Manual		Parâmetros
1º passo	SUBSTRATO	Papel
	ABRASIVO	Lixa SiC 400 <i>mesh</i>
	TEMPO [s]	Até planaridade
	LUBRIFICANTE	Água
2º passo	SUBSTRATO	Papel
	ABRASIVO	Lixa SiC 800 <i>mesh</i>
	TEMPO [s]	-
	LUBRIFICANTE	Água
3º passo	SUBSTRATO	Papel
	ABRASIVO	Lixa SiC 1200 <i>mesh</i>
	TEMPO [s]	-
	LUBRIFICANTE	Água
4º passo	SUBSTRATO	Papel
	ABRASIVO	Lixa SiC 2400 <i>mesh</i>
	TEMPO [s]	-
	LUBRIFICANTE	Água
5º passo	SUBSTRATO	Pano DP-Pan Struers
	ABRASIVO	Diamante 6 µm
	FORÇA [N]	média
	TEMPO [s]	-
	LUBRIFICANTE	Solução Struers Green Lubricant
6º passo	SUBSTRATO	Pano DP-Mol Struers
	ABRASIVO	Diamante 3 µm
	FORÇA [N]	baixa
	TEMPO [s]	-
	LUBRIFICANTE	Solução Struers Green Lubricant
7º passo	SUBSTRATO	Pano DP-Mol Struers
	ABRASIVO	Diamante 1 µm
	FORÇA [N]	Muito baixa
	TEMPO [s]	< 10
	LUBRIFICANTE	Solução Struers Green Lubricant
8º passo	SUBSTRATO	Pano Presi SUPRA
	ABRASIVO	Solução de alumina MicroPolish II 0,3 µm da Buehler (1:5, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> : H <sub>2</sub> O)
	FORÇA [N]	Baixíssima
	TEMPO [s]	< 4

## C. Anexos do Capítulo 5

### C.1. Imagens da simulação numérica

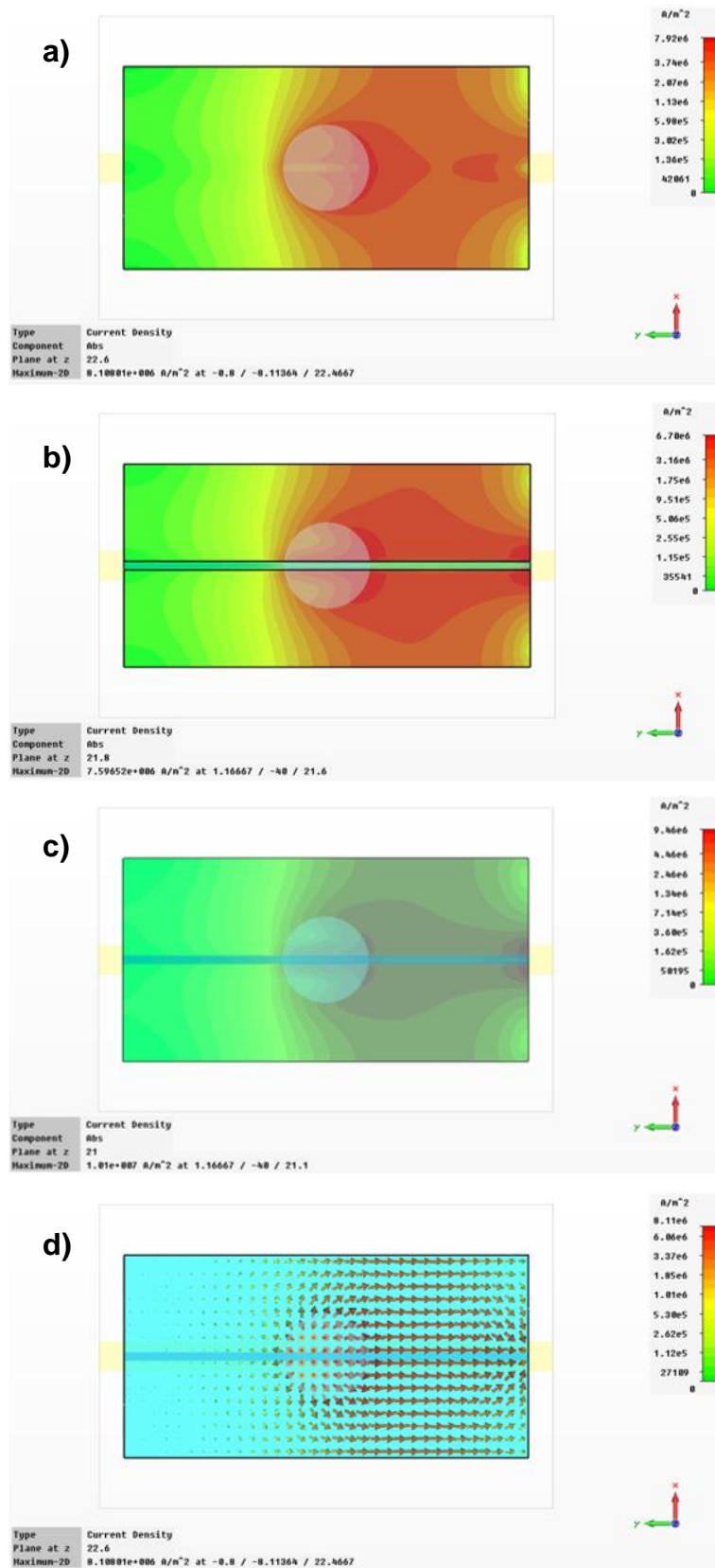


Figura 8.1 - Representação da distribuição da corrente a), b) e c) e campo vetorial do fluxo de corrente na montagem d), ambas segundo uma vista de topo. a), b) e c) correspondem a diferentes cotas segundo -z.

## C.2. Registos dos Parâmetros Elétricos dos Ensaio

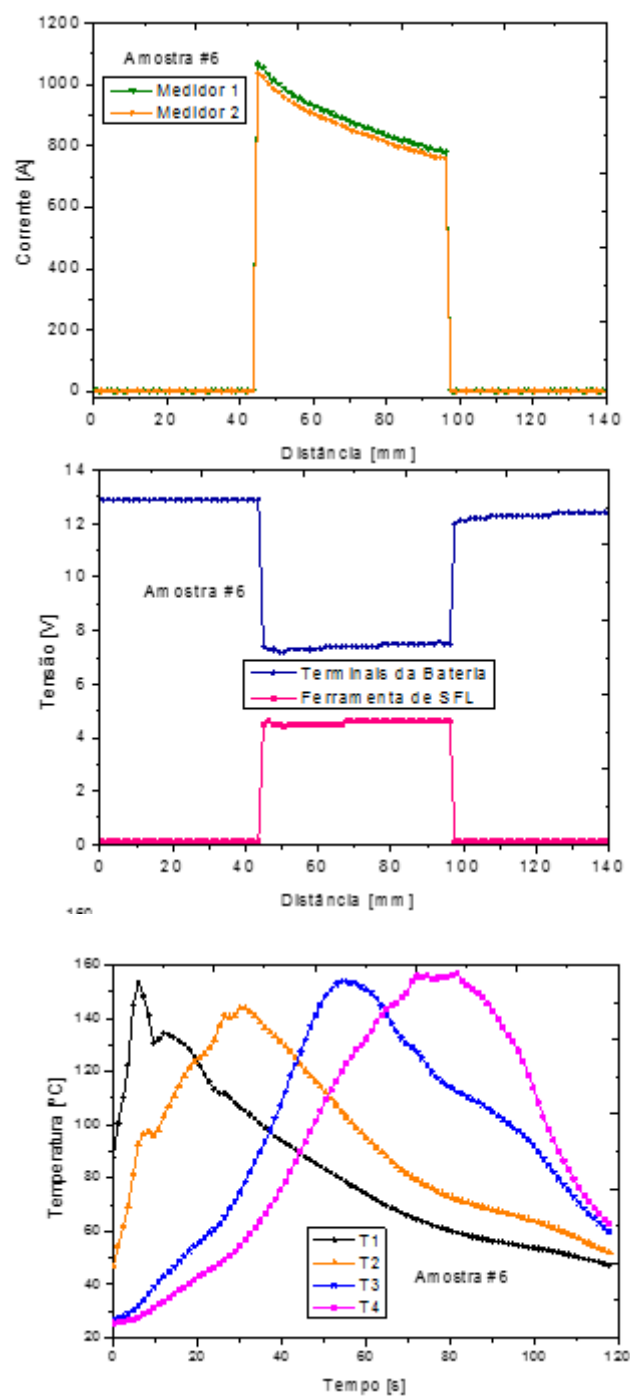


Gráfico 8.3 - Intensidade de corrente, tensão e temperatura durante o ensaio da amostra #6.

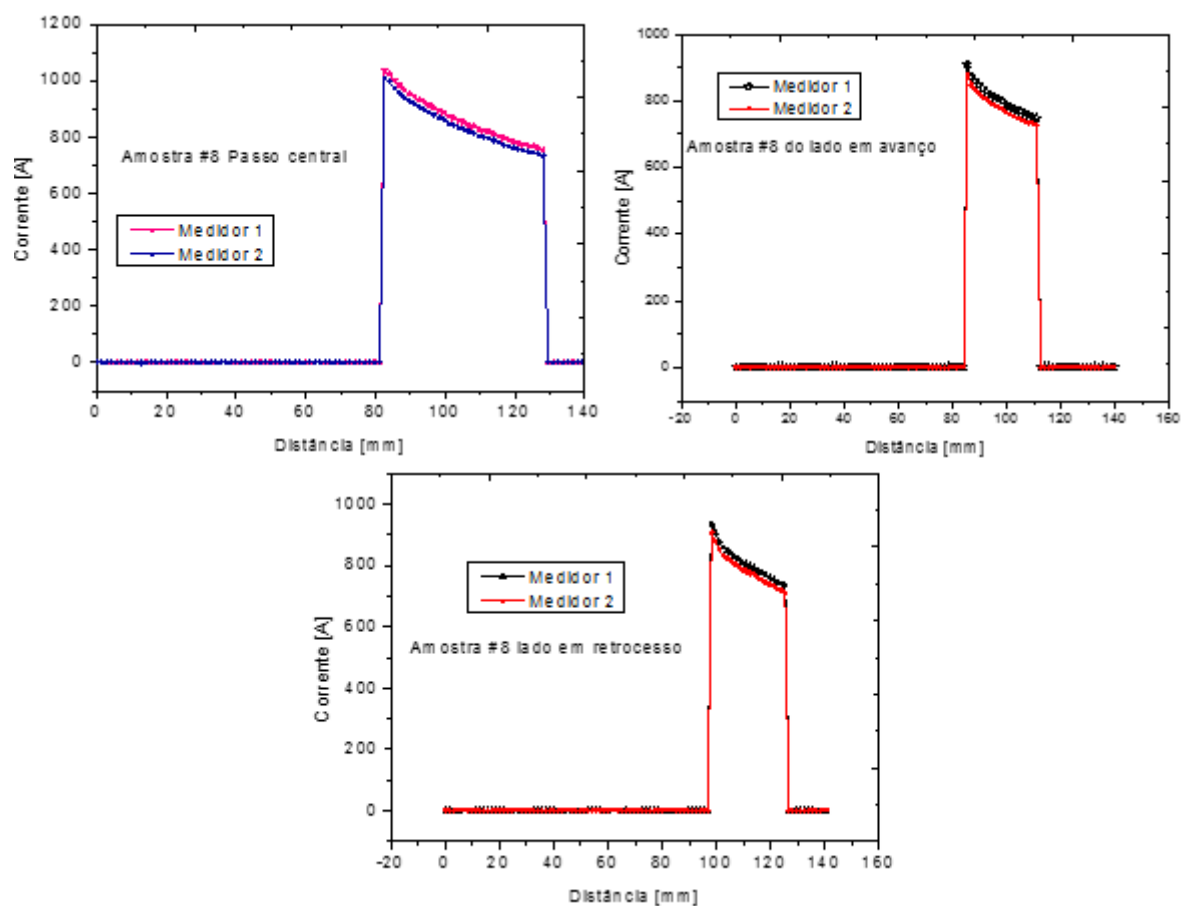


Gráfico 8.4 - Intensidade de corrente nos diferentes cordões da amostra #8 durante o ensaio.

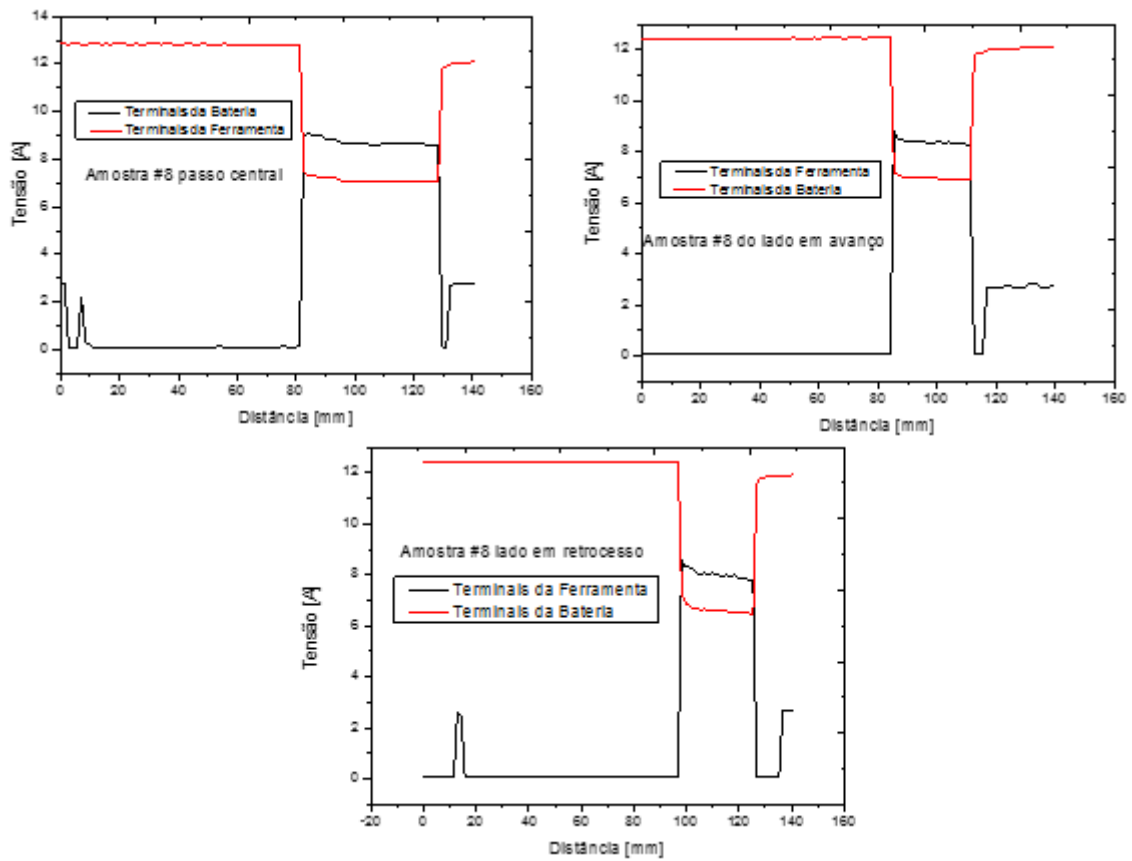


Gráfico 8.5 - Tensão aos terminais da ferramenta e da bateria durante o ensaio de SFLACE para os diferentes cordões da amostra #8.

### C.3. Macros e Micros das Amostras da etapa 2

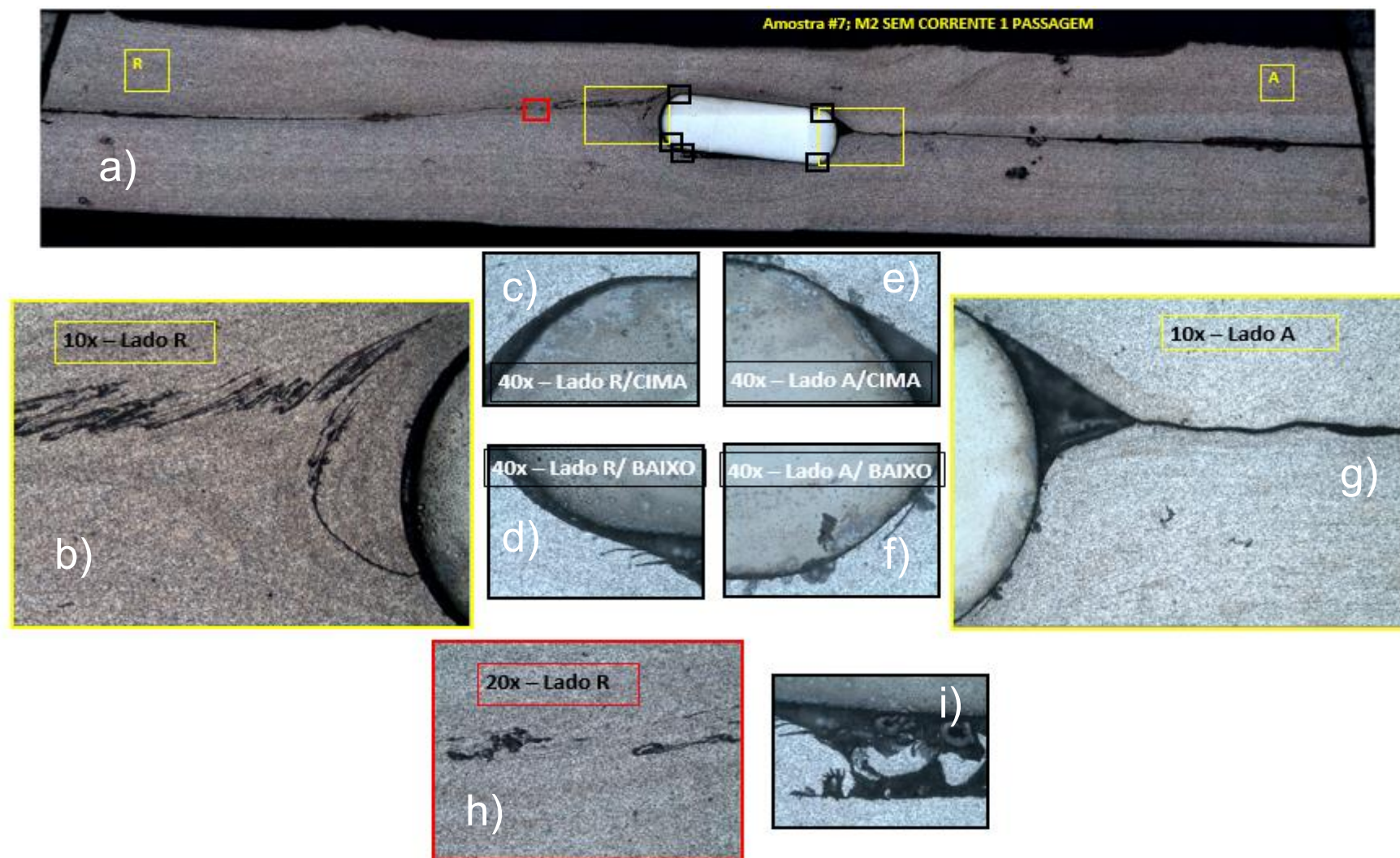


Figura 8.2 - Macro e micrografias do provete M2 da amostra #7 com apenas um cordão sem passagem de corrente.



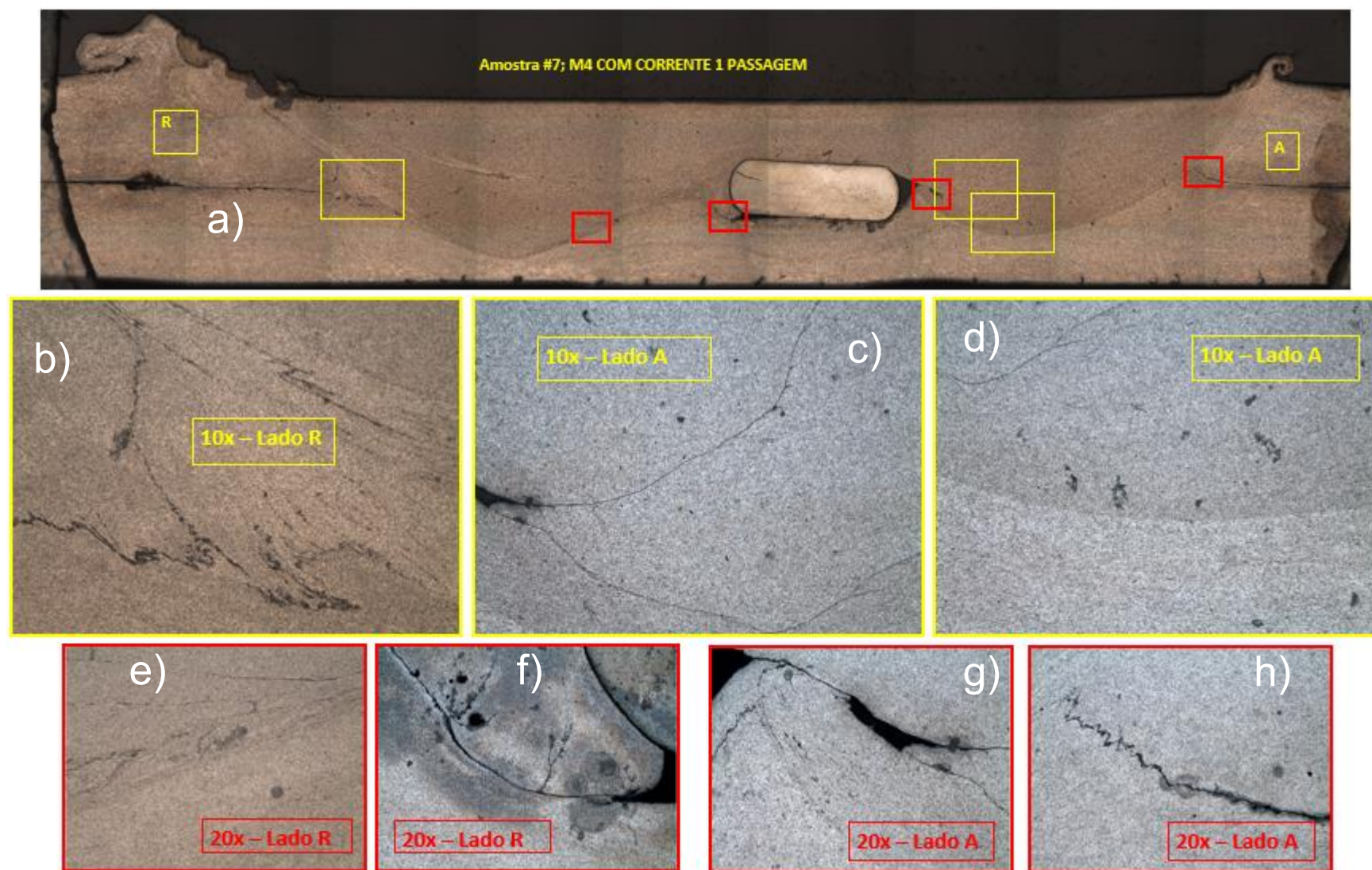


Figura 8.3 - Macro e micrografias do provete M4 da amostra #7 com apenas um cordão com passagem de corrente.

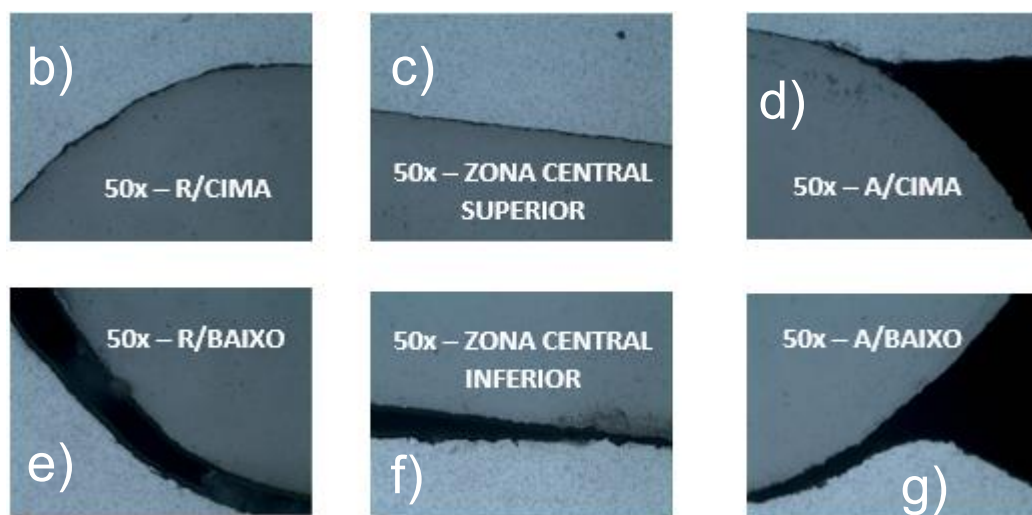
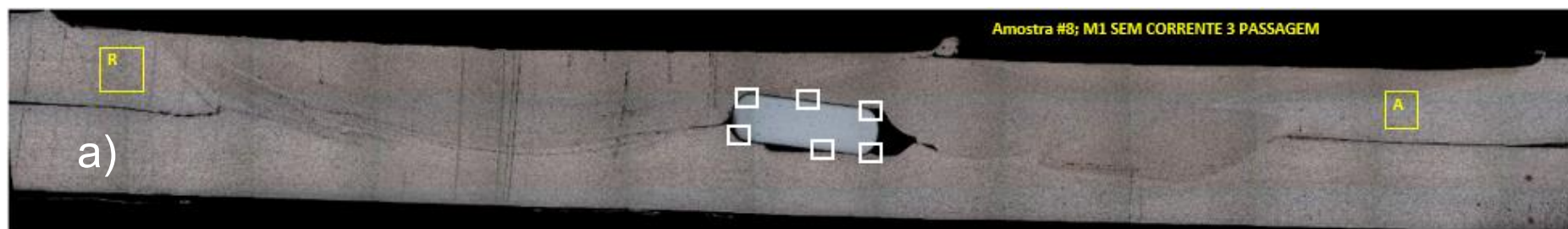


Figura 8.4 - Macro e micrografias do provete M1 da amostra #8 com três cordões sem passagem de corrente.



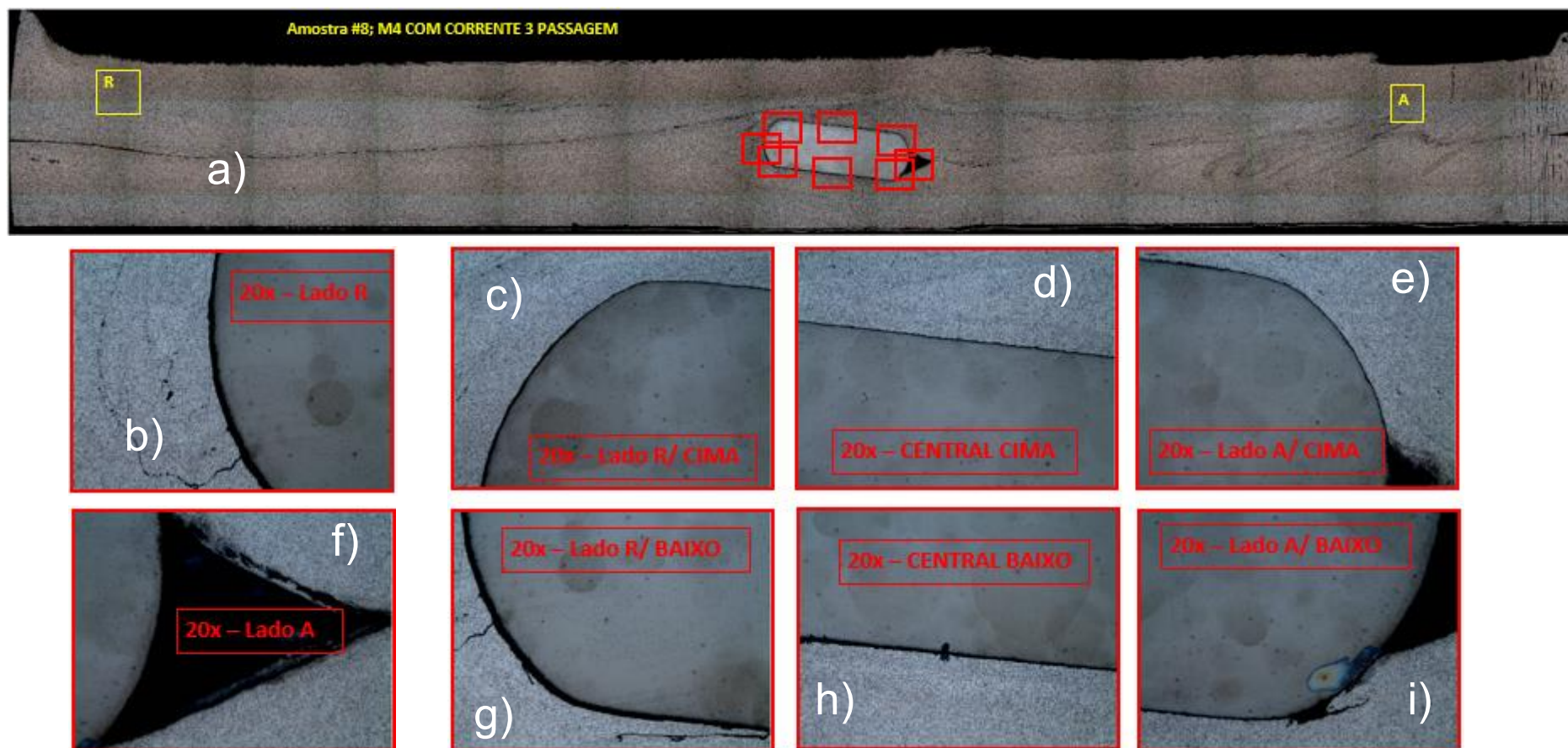


Figura 8.5 - Macro e micrografias do provete M4 da amostra #8 com três cordões com passagem de corrente.

#### C.4. Resultados das respostas de amortecimento do CIMM

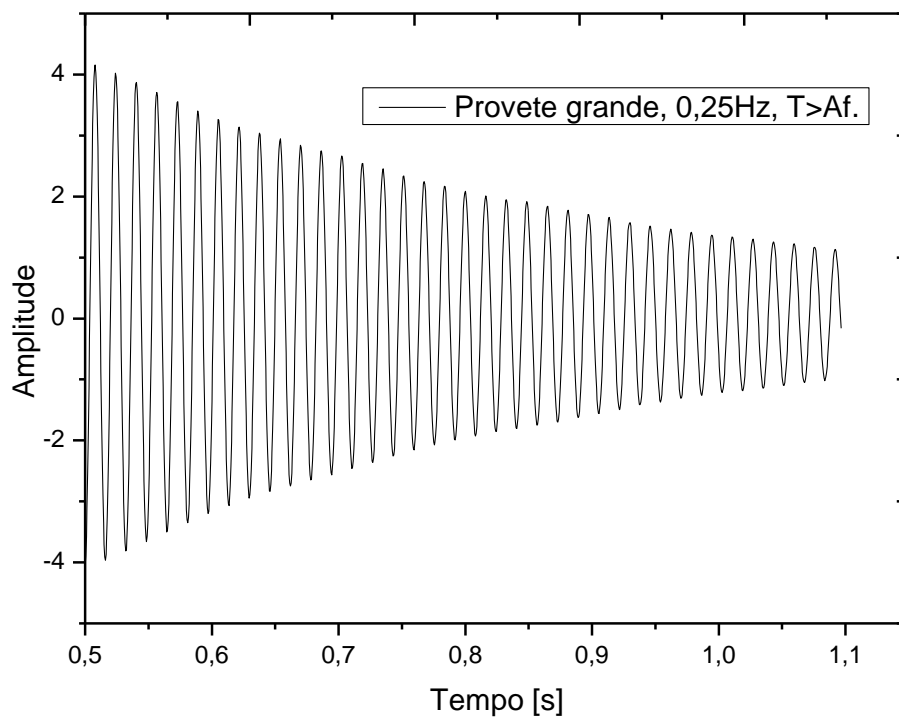


Gráfico 8.6 - Resposta vibratória do material ao impulso inicial de 0.25Hz para o provete grande a uma temperatura acima de  $A_f$ .

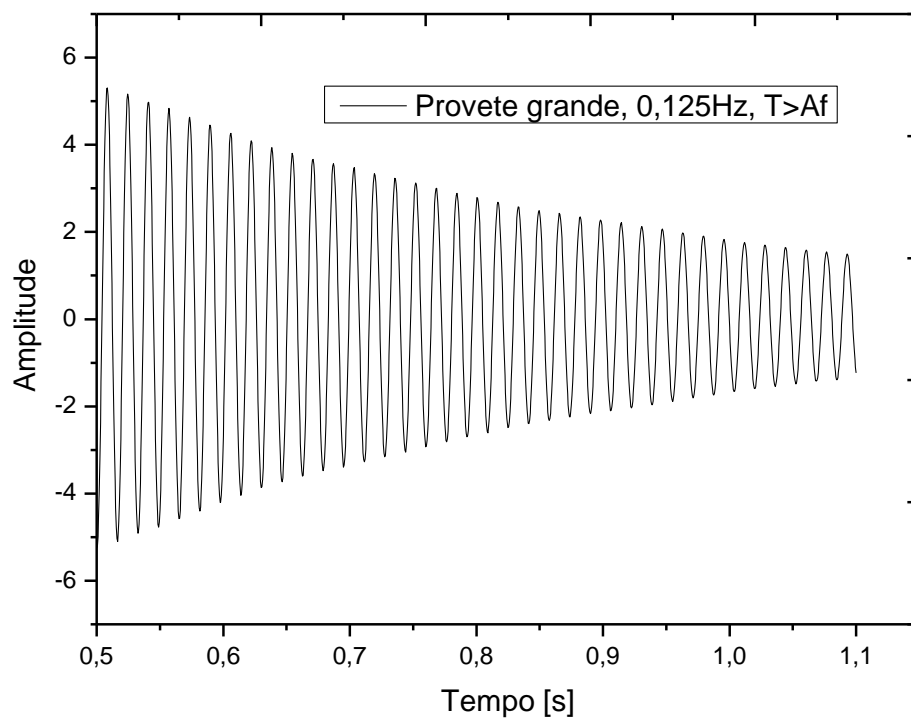


Gráfico 8.7 - Resposta vibratória do material ao impulso inicial de 0.125Hz para o provete grande a uma temperatura acima de  $A_f$ .

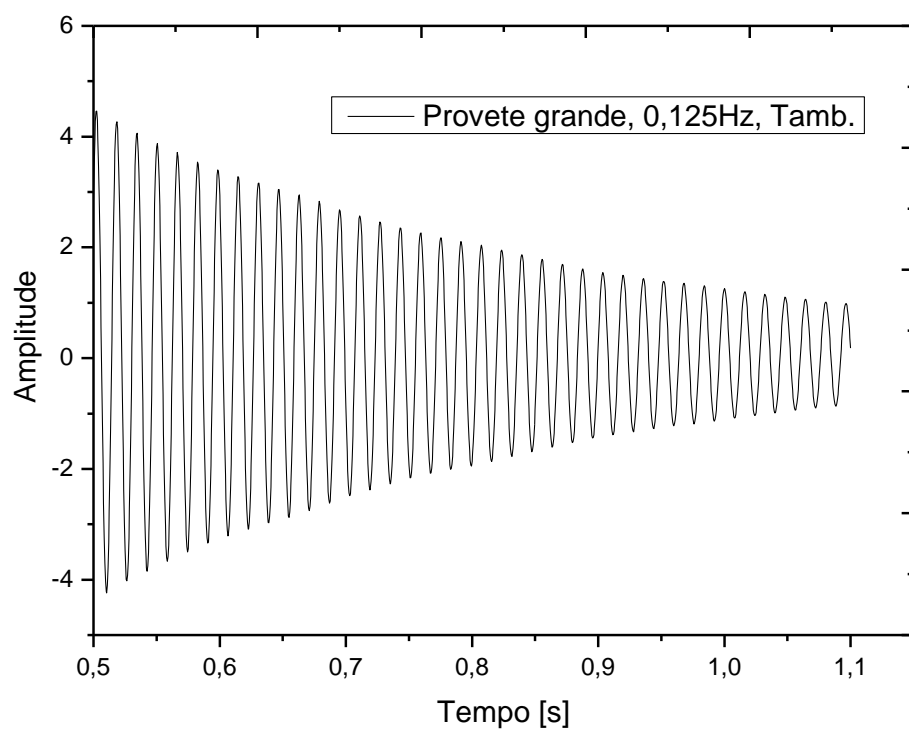


Gráfico 8.8 - Resposta vibratória do material ao impulso inicial de 0.125Hz para o provete grande à temperatura ambiente.